

Diplomová práce

**Vliv mikrostruktury a vlastností drátů po žíhání na chování
materiálu při pěstování za studena**

**Effect of microstructure and properties of annealed wires on
material behaviour during cold upsetting test**

Autor práce: Bc. Petra Boháčová

Rok odevzdání: 2021

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji vedoucímu mé diplomové práce, panu prof. Ing. Vlastimilu Vodárkovi, CSc. za jeho pomoc a cenné rady při zpracovávání diplomové práce. Děkuji také panu Ing. Stanislavu Sosnovi, Ph.D. za pomoc při zpracovávání diplomové práce. Poděkování patří také vedení ŽDB drátovněm a týmu metalografické a mechanické zkušebny TND.

Abstrakt

V diplomové práci bylo na za tepla válcovaných drátech dvou průměrů z ocelí 32CrB4 a 42CrMo4 provedeno sferoidizační žíhání dvěma různými režimy. Byl porovnáván stávající režim žíhání s modifikovaným režimem. Po žíhání byly sledovány rozdíly v podílu sferoidizovaného perlitu, velikost globulí a míra oduhličení. Sledován byl také vliv struktury po žíhání na mechanické vlastnosti. Velká pozornost byla věnována petchovacím zkouškám, které vyžadují dobré mechanické vlastnosti materiálu. Modifikovaný režim žíhání u oceli 32CrB4 ukázal větší podíl sferoidizovaného perlitu o 5 procent a nepatrně větší oduhličení než stávající režim žíhání. U oceli 42CrMo4 byla hloubka oduhličení větší u vzorků žíhaných stávajícím režimem. Zkoušky petchování neukázaly žádné rozdíly mezi jednotlivými režimy žíhání.

Klíčová slova

Sferoidizační žíhání, ocel 32CrB4, ocel 42CrMo4, zkoušky tvrdosti, petchovací zkoušky.

Abstract

Diploma Thesis deals with two modes of spheroidizing on hot rolled wires of two diameters. Wires were made of 32CrB4 and 42CrMo4 steels. The current mode of annealing was compared with the modified one. Differences in the fraction of spheroidized pearlite, size of spheroidized cementite, and degree of decarburization were evaluated. The effect of annealed microstructure on mechanical properties was evaluated too. A great attention was paid to cold up setting tests, which require good mechanical properties. The modified annealing regime for 32CrB4 steel showed a higher percentage of spheroidized pearlite by 5 percent and slightly higher decarburization than the current annealing regime. For 42CrMo4 steel was greater in the samples annealed by the current mode. Cold up setting tests did not show any differences between the individual annealing cycle.

Keywords:

Spheroidizing, 32CrB4 steel, 42CrMo4 steel, hardness test, cold up setting tests.

Obsah

1	Úvod.....	1
2	Tepelné úpravy materiálu.....	2
2.1	Žihání	2
2.1.1	Normalizační žihání	4
2.1.2	Sferoidizace (žihání na měkko).....	5
2.1.3	Žihání na snížení pnutí	5
3	Izotermické transformační diagramy.....	7
3.1	Perlit.....	7
3.2	Hrubý perlit.....	10
3.3	Jemný perlit.....	10
3.4	Bainit.....	11
3.5	Sferoidizace	13
3.6	Martenzit.....	13
4	Anizotermické transformační diagramy.....	16
5	Závislost mechanických vlastností na struktuře	20
5.1	Perlitická struktura	20
5.2	Struktura sferoidizovaného perlitu.....	22
5.3	Bainitická struktura.....	23
5.4	Martenzitická struktura	23
6	Mechanické zkoušky	24
6.1	Zkouška tahem.....	24
6.1.1	Modul pružnosti v tahu a mez kluzu	25
6.1.2	Pevnost v tahu	27
6.1.3	Tažnost a kontrakce	28
6.2	Zkoušky tvrdosti	29
6.2.1	Brinellův test tvrdosti	29
6.2.2	Rockwellův test tvrdosti.....	30
6.2.3	Zkouška tvrdosti podle Vickerse	31
6.2.4	Mikrotvrsost podle Vickerse	32
6.2.5	Zkouška mikrotvrdosti podle Knoopu	32

6.3	Zkouška pēchováním za studena	33
6.3.1	Vliv deformace na pēchovací těleso.....	35
6.3.2	Vliv velikosti zrna na zkoušku pēchování.....	39
7	Experimentální část.....	40
7.1	Metalografické hodnocení válcovaných drátů	41
7.1.1	Vzorky drátu z oceli 32CrB4.....	41
7.1.2	Vzorky drátu z oceli 42CrMo4.....	46
7.2	Tahové zkoušky válcovaných drátů	54
8	Návrh režimů tepelného zpracování drátů – žíhání na měkko.....	57
8.1	Žíhání válcovaných drátů.....	58
8.2	Metalografické hodnocení žíhaných drátů modifikovaným režimem	59
8.2.1	Vliv sferoidizačního žíhání na dráty z oceli 32CrB4	59
8.2.2	Vliv sferoidizačního žíhání na dráty z oceli 42CrMo4	62
8.3	Tahové zkoušky vzorků žíhaných modifikovaným režimem	67
8.4	Metalografické hodnocení drátů žíhaných běžným provozním režimem.....	67
8.5	Tahové zkoušky vzorků žíhaných stávajícím režimem	74
8.6	Pēchovací zkouška	74
8.6.1	Výsledky pēchování vzorků drátů po modifikovaném režimu žíhání.....	75
8.6.2	Výsledky pēchovacích zkoušek vzorků po běžném provozním režimu žíhání.....	76
9	Diskuze	84
10	Závěr.....	85
11	Seznam použité literatury.....	86

1 Úvod

V posledních letech se zvyšuje poptávka po drátech z konstrukční oceli s vysokou houževnatostí. Tyto dráty se využívají převážně pro výrobu spojovacího materiálu, ložisek a k výrobě ocelových konstrukcí. Tato skutečnost souvisí i s automobilovým průmyslem, kde jsou konstrukční oceli využívány hlavně na spojovací součásti a další komponenty automobilu. Tyto dráty jsou zpracovávány technologiemi objemového tváření za tepla, za studena i obráběním. U tohoto typu výrobků jsou kladeny vysoké požadavky na povrchovou a vnitřní kvalitu. Ocelí doporučené pro výrobu drátů se při vhodném tepelném zpracování vyznačují dobrými mechanickými vlastnostmi a obrobitelností.

Pro získání dobré obrobitelnosti a mechanických vlastností oceli je důležité vhodné zvolení způsobu tepelného zpracování. Cílem této diplomové práce bylo porovnat dva různé režimy žíhání u dvou konstrukčních oceli 32CrB4 a 42CrMo4 v závislosti na jejich mechanických vlastnostech a stavu struktury.

2 Tepelné úpravy materiálu

Mikrostruktura a mechanické vlastnosti oceli úzce souvisí s tepelným zpracováním. Tepelným zpracováním lze ovlivnit velikost zrna v matici, homogenitu matrice, fázové složení. Pro dosažení požadované struktury používáme tepelné úpravy materiálu. Jsou to tepelné procesy, které zahrnují ohřev materiálu na danou teplotu, výdrž na této teplotě a ochlazení danou rychlostí, některé z těchto operací se mohou i vícekrát opakovat. Pro oceli se běžně používá normalizační žíhání, sferoidizační žíhání [1].

2.1 Žíhání

Žíháním uvádíme strukturu do termodynamicky stabilnějšího stavu. Většina druhů žíhání se vyznačuje poměrně malou rychlostí ochlazování (nižší než ochlazování na vzduchu), což umožňuje vznik struktury blízké rovnovážnému stavu [1].

Při žíhání může docházet ke změně krystalové struktury. Z hlediska změny krystalové struktury dělíme žíhání na bez překrystalizace a s překrystalizací. U žíhání bez překrystalizace nedochází k překročení nejnižší teploty fázové přeměny, což je teplota A_1 . U žíhání s překrystalizací dochází k překročení teploty A_1 . [1].

Žíhání bez překrystalizace probíhá výhradně ve dvoufázové oblasti $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$, kde se struktura při žíhání nemění. Rychlost ochlazování nemá vliv na strukturu, ovlivňuje vnitřní pnutí v materiálu [1].

Při žíhání oceli s překrystalizací dochází k ohřevu nad teplotu A_1 , kde dochází k přeměně feriticko-perlitické struktury na austenitickou. Tento tepelný proces nazýváme austenitizace, můžeme ji rozdělit na úplnou a neúplnou. Při neúplné austenitizaci je struktura tvořená nerozpuštěnými karbidy v austenitické matici. K takto tvořené struktuře dochází u nadeutektoidní oceli mezi teplotou A_1 a A_{cm} . K částečné austenitizaci dochází i u podeutektoidních ocelích ve dvoufázové oblasti $\alpha + \gamma$. Při úplné austenitizaci dochází k ohřevu nad teplotu A_3 nebo A_{cm} . Ve dvoufázových oblastech $\alpha + \gamma$ a $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ probíhá austenitizace i překrystalizace jen částečně. Z hlediska chemického složení není austenit stejnorodý, a proto je nutné ho zhomogenizovat potřebnou výdrží [1,2].

Dělení žíhání:

Žíhání bez překrystalizace:

Žíhání rekrytalizační

Žíhání s překrystalizací:

Žíhání normalizační

Žíhání na odstranění pnutí

Žíhání protivločkové

Žíhání na odstranění vodíku

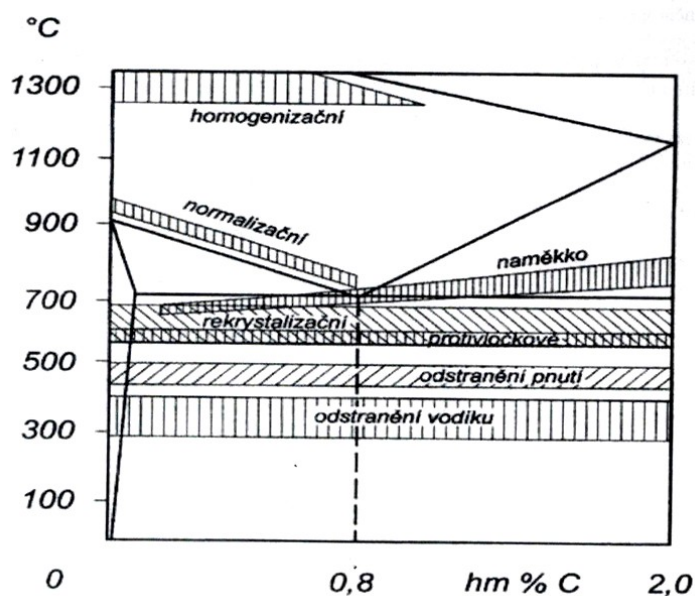
Žíhání izotermické

Žíhání naměkko

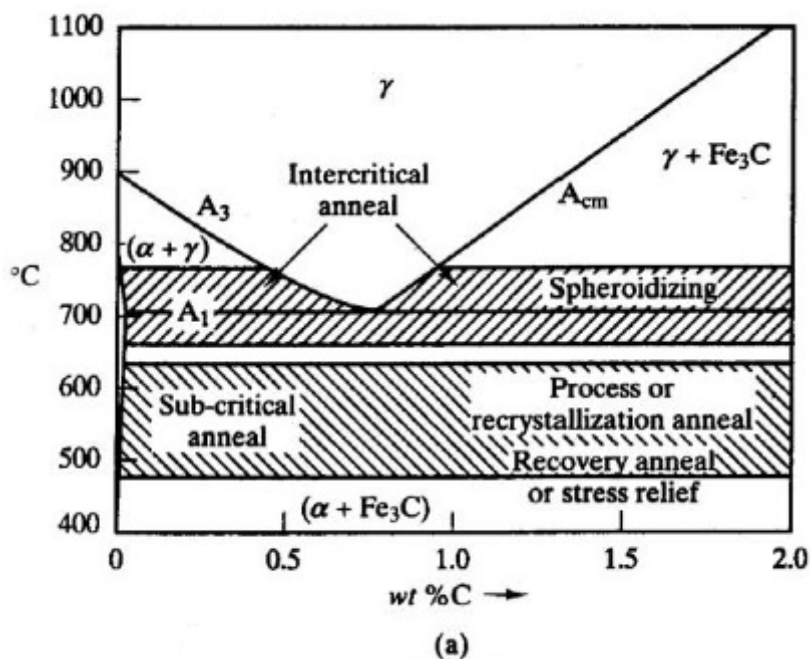
Žíhání na zhrubnutí zrna

Žíhání homogenizační

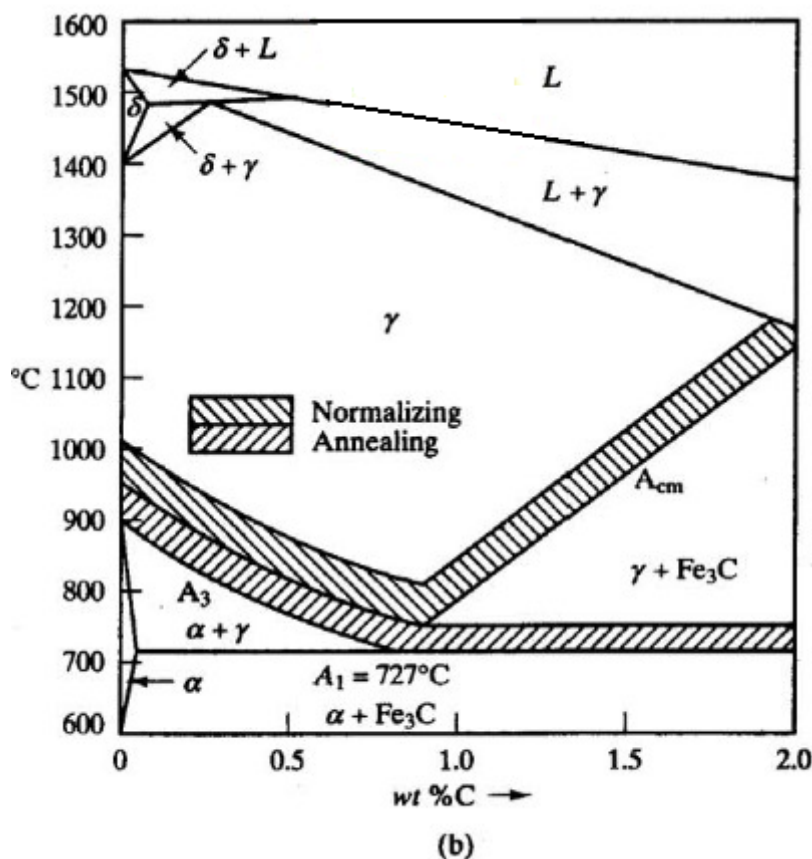
Teploty pro jednotlivé typy žíhání jsou zakresleny na Obr. 1.



Obr. 1: Přehled tepelných oblastí žíhání v diagramu Fe - Fe₃C [2].



Obr. 2: Přehled tepelných oblastí žíhání v diagramu Fe - Fe₃C [1].



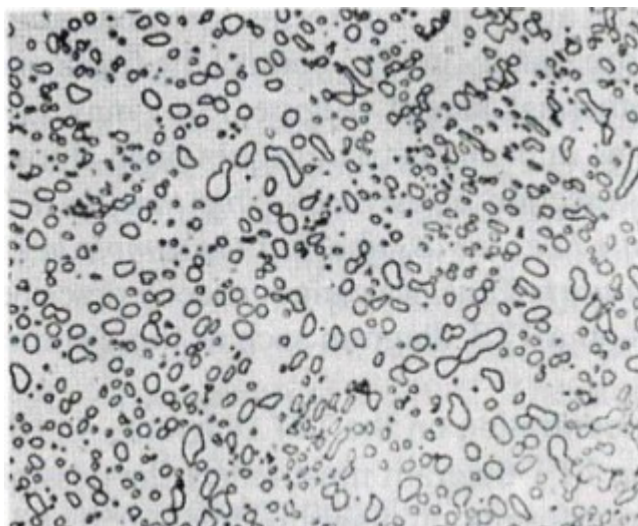
Obr. 3: Přehled tepelných oblastí normalizačního žhání v diagramu Fe - Fe₃C [1].

2.1.1 Normalizační žhání

Řízením jemnosti perlitu můžeme u oceli zvyšovat pevnost a mez kluzu. Ocel se zpočátku zahřívá za vzniku homogenního austenitu (fáze FCC γ), což je krok nazývaný austenitizace. Žhání umožňuje oceli pomalé ochlazování v peci za vzniku hrubého perlitu. Normalizace umožňuje oceli rychleji se ochladit na vzduchu, čímž vznikne jemný perlit. Žhání s austenitizací u podeutektoidních ocelí probíhá přibližně 30°C nad teplotou A₃, čímž získáme 100% austenitu (γ). Avšak austenitizace nadeutektoidních ocelí se provádí přibližně při teplotě 30°C nad A₁, čímž vznikne austenit a Fe₃C. Tímto procesem zabráníme vytvoření křehkého filmu Fe₃C na hranicích zrn, ke kterému dochází při pomalém ochlazování ze 100 % oblasti γ . V obou případech poskytuje pomalé ochlazení v peci vznik hrubého perlitu s relativně nízkou pevností a dobrou tažností. Při normalizaci se austenitizace provádí přibližně při teplotě 55°C nad teplotou A₃ nebo A_{cm}. Ocel se poté vyjme z pece a ochladí na vzduchu, čímž dochází k rychlejšímu ochlazení za vzniku jemného perlitu s vyšší pevností [1,2].

2.1.2 Sferoidizace (žihání na měkko)

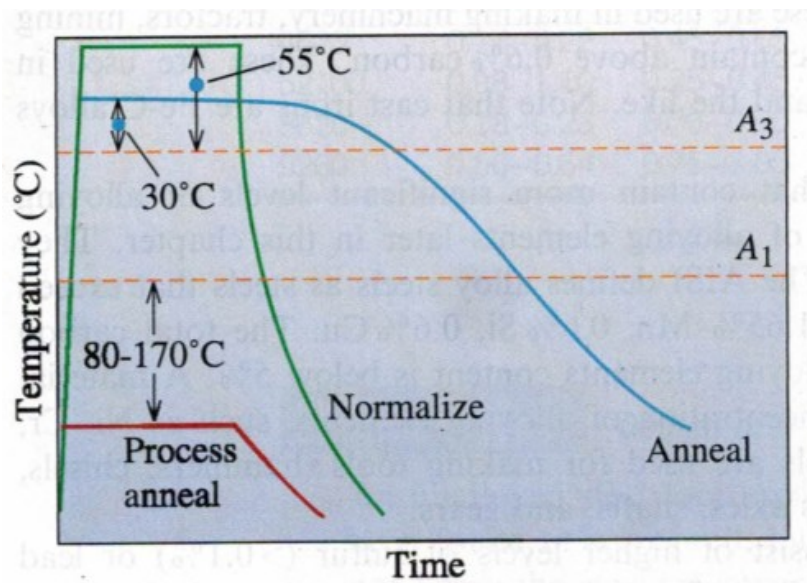
Sferoidizační žihání se používá pro zlepšení obrobitelnosti oceli. Ocel s velkým obsahem Fe_3C má špatné vlastnosti pro obrábění. Pomocí sferoidizačního žihání můžeme změnit morfologii Fe_3C . Během sferoidizačního žihání, které vyžaduje několik hodin přibližně při teplotě 30°C pod A_1 se morfologie fáze Fe_3C mění na velké sférické částice, aby se zmenšila plocha mezifázového rozhraní karbid/ferit. Sferoidizovanou mikrostrukturu tvoří sférické částice cementitu a matrice měkkého obrobitelného feritu (obr. 4). Podobné mikrostruktury můžeme docílit dlouhodobým temperováním martenzitu těsně pod teplotu A_1 . Po opracování je ocel podrobena sofistikovanějšímu tepelnému zpracování, aby bylo dosaženo požadovaných vlastností [1,2].



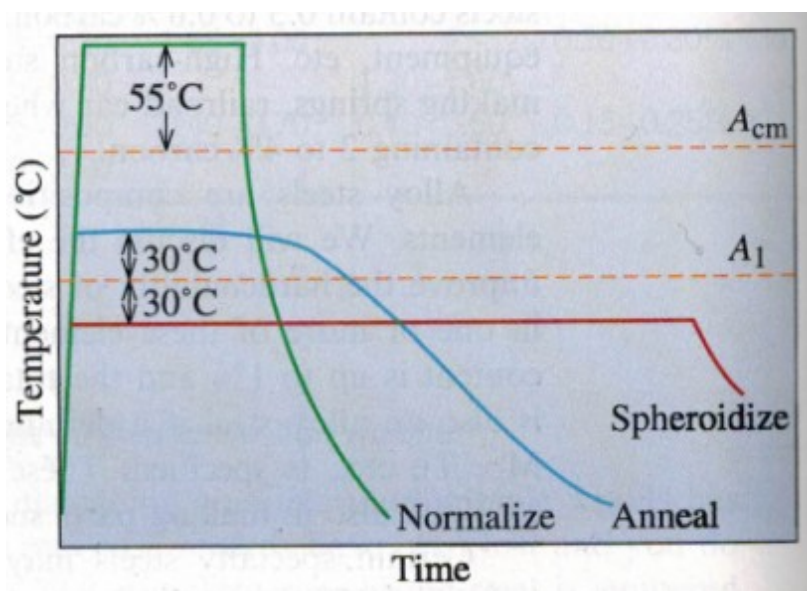
Obr. 4: *Sferoidizovaná mikrostruktura s částicemi Fe_3C rozptýlenými ve feritické matrici [1].*

2.1.3 Žihání na snížení pnutí

Rekrytalizační tepelné zpracování je používáno k eliminaci vlivu tváření za studena. Žihání na odstranění pnutí se provádí 80°C až 170°C pod teplotou A_1 . Tímto žiháním chceme docílit odstranění, nebo snížení zbytkového napětí [1,2].



Obr. 5: Schematické shrnutí jednotlivých režimů tepelného zpracování pro podeutektoidní ocel [1].



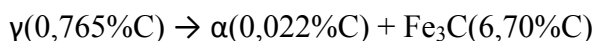
Obr. 6: Schematické shrnutí jednotlivých režimů tepelného zpracování pro nadeutektoidní ocel [1].

3 Izotermické transformační diagramy

Izotermické transformační diagramy chlazení platí pro zvýšené teploty (nad eutektoidem) a velkou rychlostí ochlazení. Diagramy izotermické transformace platí pouze pro konstantní teploty. Tyto diagramy umožňují predikci mikrostruktury po určité době ochlazování na konstantní teplotě. Vzhled křivek a podíl fází při izotermické transformaci určuje specifické složení oceli, proměnnými v tomto diagramu jsou teplota a čas. [3].

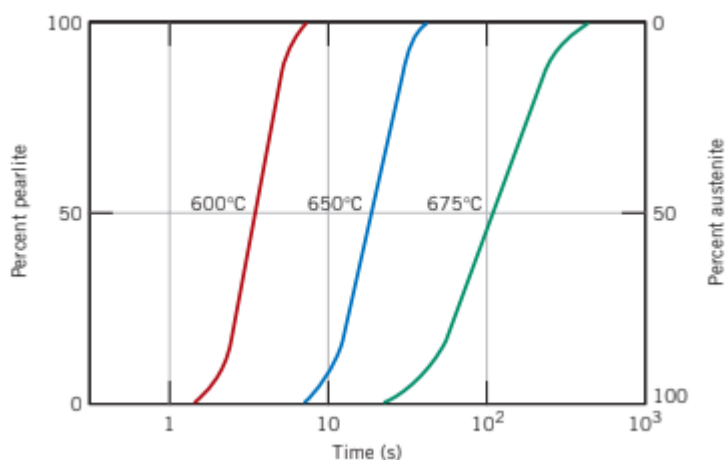
3.1 Perlit

V ocelích s eutektoidním složením je pro vývoj mikrostruktury zásadní eutektoidní reakce:

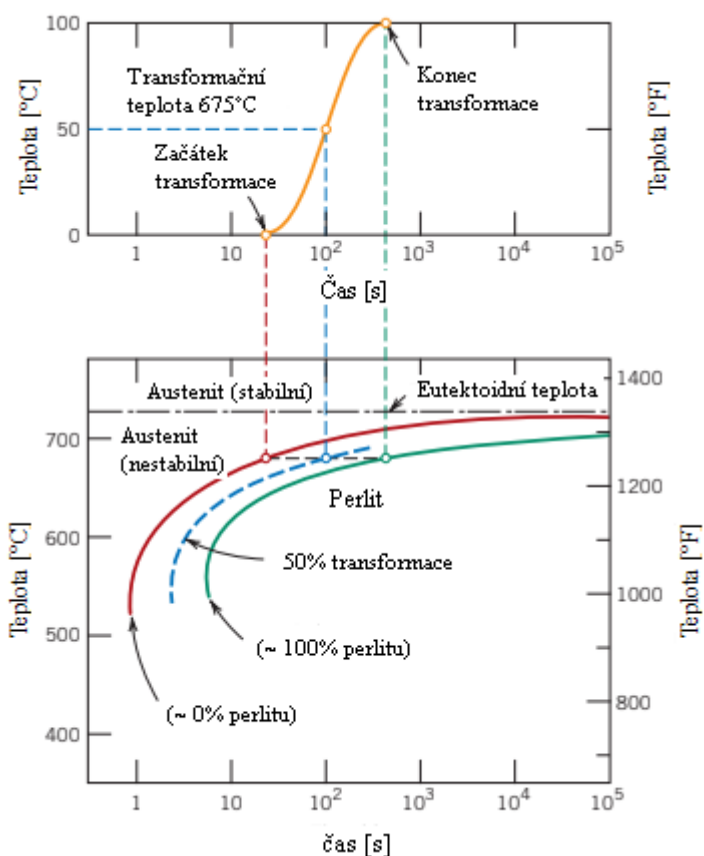


Během ochlazování se austenit obsahující střední koncentraci uhlíku (0,765%C) transformuje na feritickou fázi, která obsahuje mnohem menší koncentraci uhlíku, a na cementit s vyšší koncentrací uhlíku. Rychlost přeměny austenitu na perlit je silně závislá na teplotě. Teplotní závislost pro eutektoidní složení je znázorněná na obr. 7, který znázorňuje křivky ve tvaru písmene S procento transformace v závislosti na logaritmu času při různých teplotách. Spodní část obr. 8 ukazuje lepší orientaci v této transformaci v závislosti na čase a teplotě. Vertikální a horizontální osy představují teplotu a logaritmus času. Vynesené dvě plné křivky představují čas potřebný při každé teplotě pro začátek a konec přeměny. Čerchovaná křivka zobrazuje 50% dokončené transformace. V tomto diagramu si povšimneme, že eutektoidní teplota (727°C) je znázorněna vodorovnou čarou. Při teplotách nad eutektoidní teplotou existuje vždy jenom austenit. Jak ukazuje křivka transformace austenitu na perlit, rozpad nastane pouze tehdy, pokud je slitina podchlazena pod eutektoidní teplotu, křivka nám ukazuje, že čas potřebný pro začátek a konec transformace je závislý na teplotě. Nalevo od počáteční křivky transformace bude pouze austenit, který je nestabilní, zatím co na pravé straně od konečné křivky existuje pouze perlit. Mezi těmito oblastmi je austenit v procesu transformace na perlit, a tak budou existovat oba produkty. Rychlost transformace při některých teplotách je nepřímo úměrná času potřebnému pro dokončení přeměny na 50% (přerušovaná čára na obr. 8). To znamená, že čím menší teploty, tím se rychlost transformace zvyšuje. Diagram na obr. 8 má omezené použití, platí pouze pro slitiny železo uhlík eutektoidního složení, pro jiné složení budou mít křivky jiné konfigurace. Tyto grafy jsou

přesné pouze pro transformace, při nichž udržujeme konstantní teplotu po celou dobu přeměny [3,4].



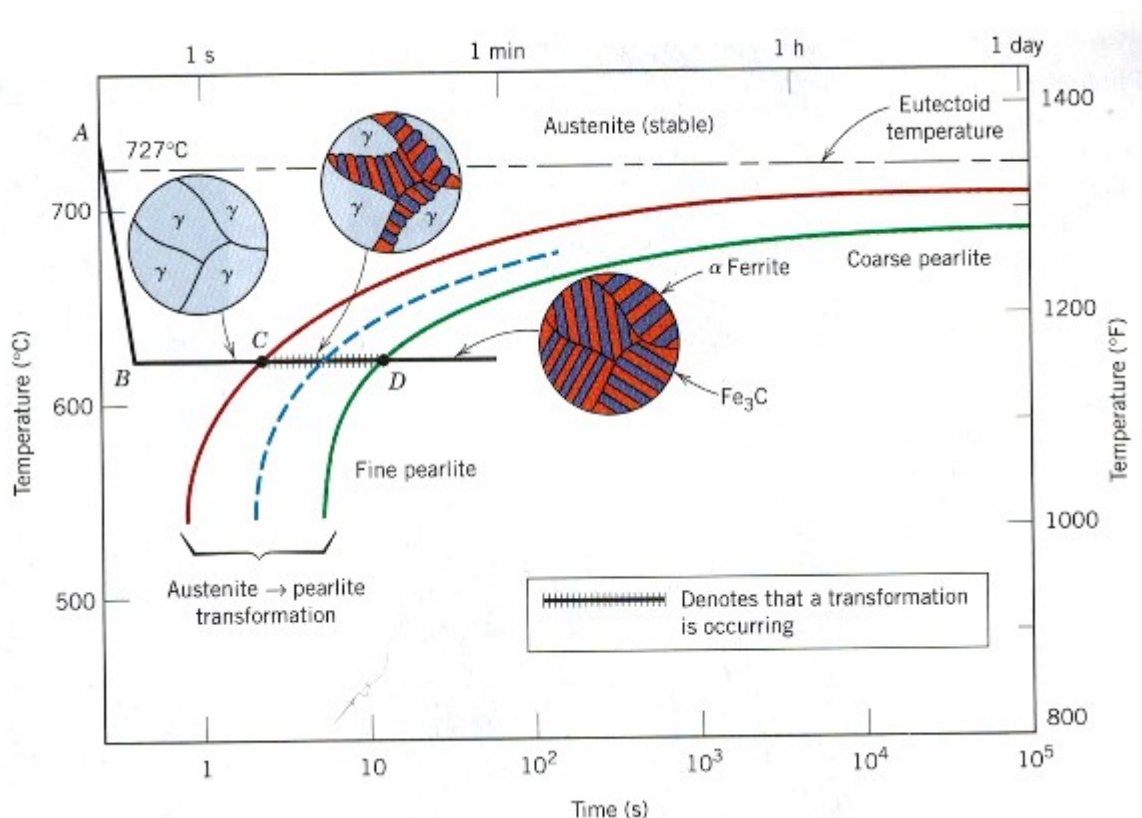
Obr. 7: Teplotní závislost přeměny na čase pro eutektoidní složení [4].



Obr. 8: IRA diagram pro eutektoidní ocel [4].

Na obr. 9 je znázorněn izotermický transformační diagram pro eutektoidní ocel. Velmi rychlé ochlazení austenitu na teplotu je znázorněno téměř svislou přímkou AB a izotermické zpracování při této teplotě zobrazuje horizontálním segmentem BCD. V této linii dochází ke

zvětšování času zleva doprava. K transformaci austenitu na perlit dochází na křivce v bodě C (po přibližně 3,5s) a končí přibližně za 15s, což odpovídá bodu D. Obr. 9 také zobrazuje schematické mikrostruktury v různých časech průběhu transformace. Poměr tloušťky vrstev feritu a cementitu v perlitu je přibližně 8:1, Tloušťka vrstvy je však závislá na teplotě, při které probíhá povolená izotermická transformace. Při teplotách těsně pod eutektoidní teplotou vznikají relativně silné vrstvy jak α (feritické), tak i Fe_3C fáze, tuto mikrostrukturu nazýváme hrubým perlitem [3].

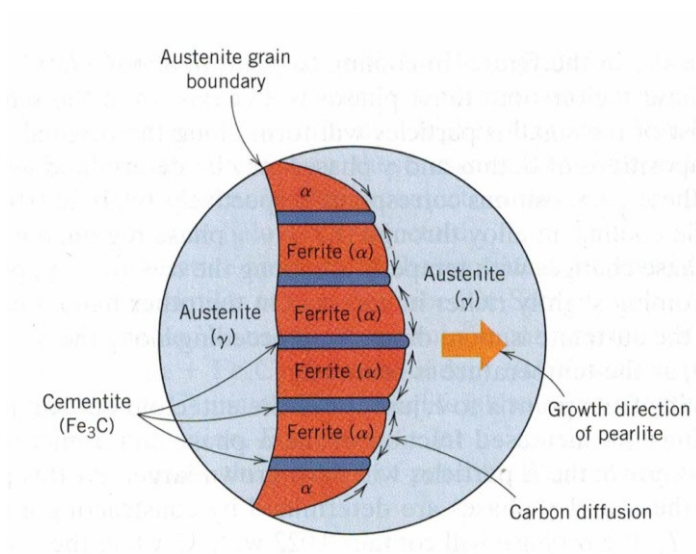


Obr. 9: Izotermický diagram pro eutektoidní ocel [3].

V eutektoidní oceli při ochlazování dochází k přeměně austenitu přímo na perlit pod teplotou eutektoidní přeměny ($A_1 = A_3 = A_{cm}$). V rozmezí teplot A_1 a M_s se budou nacházet křivky počátku a konce přeměn austenitu. Maximální rychlost přeměn austenitu na perlit a austenitu na bainit jsou velmi podobné, a proto se nosy křivek překrývají a obvykle tvoří jednu C křivku, obr. 9 [3].

3.2 Hrubý perlit

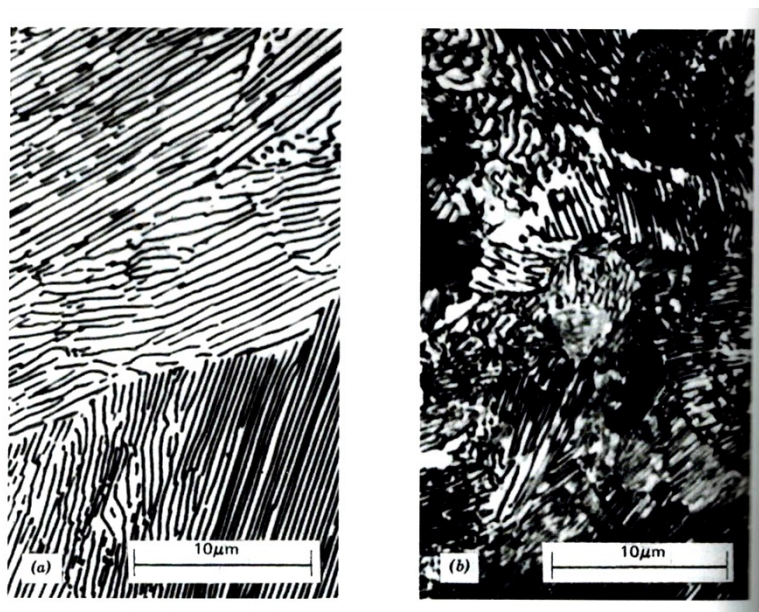
Během teplot těsně pod eutektoidní teplotou dochází ke vzniku relativně silných vrstev jak α feritu, tak i Fe_3C fáze, tento vzniklý produkt označujeme jako hrubý perlit. Tato mikrostruktura existuje v oblasti napravo od zelené C křivky na obr. 9. Během této přeměny dochází k relativně intenzivní difuzi, proto během transformace znázorněné na obr. 10 mohou atomy uhlíku difundovat na relativně velké vzdálenosti, což má za následek vznik tlustých lamel. Rychlost difuze uhlíku se snižuje s teplotou, což vede k postupnému ztenčování lamel [3,4].



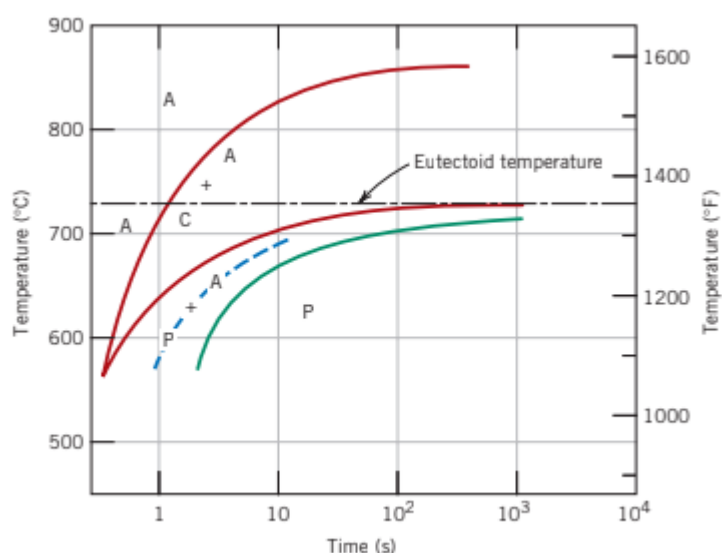
Obr. 10: Transformace austenitu na perlit [3].

3.3 Jemný perlit

Struktura jemného perlitu vzniká v blízkosti teploty 540°C . Mikrostruktura hrubého a jemného perlitu pro eutektoidní složení je zobrazena na obr. 11. Pro slitiny železa a uhlíku s jiným složením bude proeutektoidní fáze (ferit, nebo cementit) koexistovat s perlitem, na izotermickém transformačním diagramu budou tedy zahrnuty další křivky odpovídající proeutektoidní transformaci. Obr. 12 zobrazuje diagram pro slitinu s obsahem $1,13\%\text{C}$ [3,4].



Obr. 11: Mikrostruktura a) hrubého perlitu b) jemného perlitu pro eutektoidní složení [3].

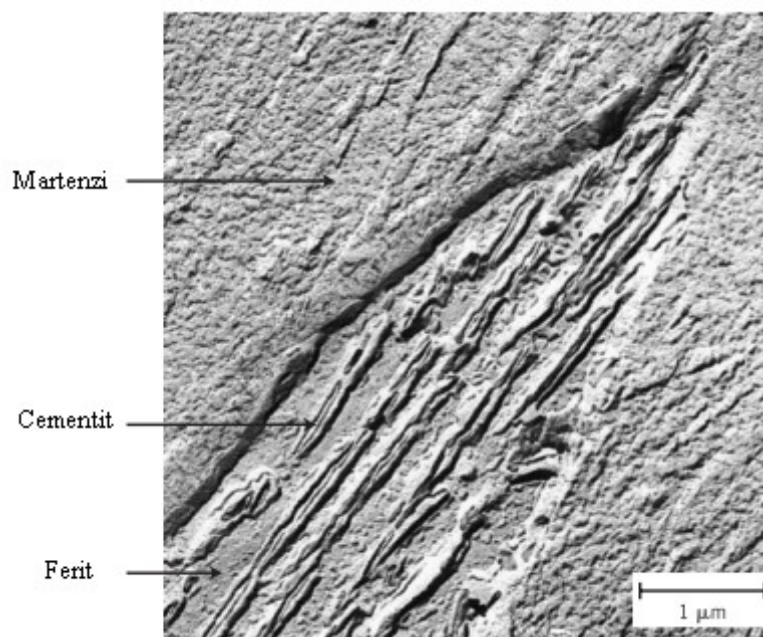


Obr. 12: IRA diagram s proeutektoidní transformací [3].

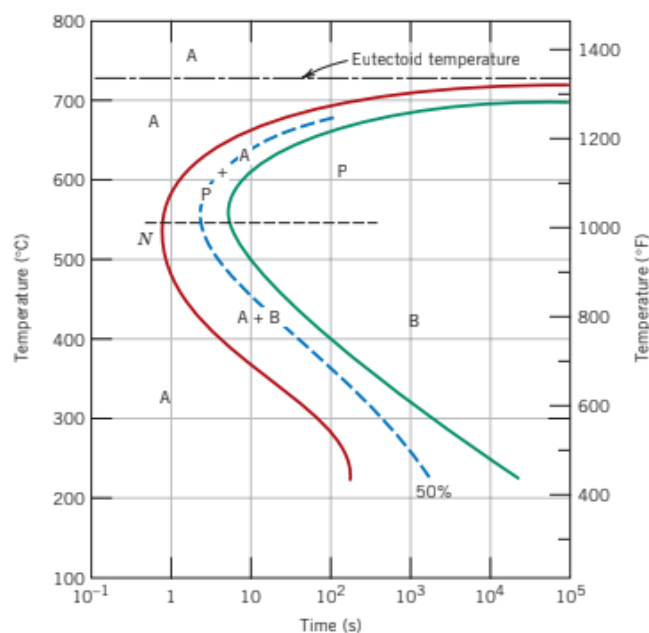
3.4 Bainit

Dalším produktem austenitické transformace je bainit. Mikrostruktura bainitu je tvořena feritickými útvary a částicemi cementitu, a proto se na jeho vzniku podílí difuzní procesy. Bainitický ferit vytváří jehly, nebo desky v závislosti na teplotě transformace. Obr. 13 zobrazuje mikrostrukturu bainitu, která je složena z feritické matrice a podlouhlých částic Fe_3C . Časově teplotní závislost bainitické transformace můžeme opět znázornit izotermickým transformačním diagramem. Vyskytuje se při teplotách nižších, než jsou teploty tvorby perlitu. Jak ukazuje izotermický transformační diagram na obr. 14, pro eutektoidní složení transformační křivky jsou jen prodloužením křivek pro perlitickou transformaci. Všechny tři

křivky jsou ve tvaru písmene C, na této křivce v bodě N je rychlost transformace maximální. Z diagramu lze vypožorovat, že perlit se tvoří nad nosem (N), což je teplotní interval 540°C až 727°C, ale bainit se začíná tvořit už při teplotách 215 až 540°C. Perlitické a bainitické transformace jsou navzájem si konkurující a jakmile se určitá část slitiny transformuje buď na perlit, nebo bainit, další transformace na jinou strukturu není možná, bez opětovného zahřátí za vzniku austenitu [3,4].



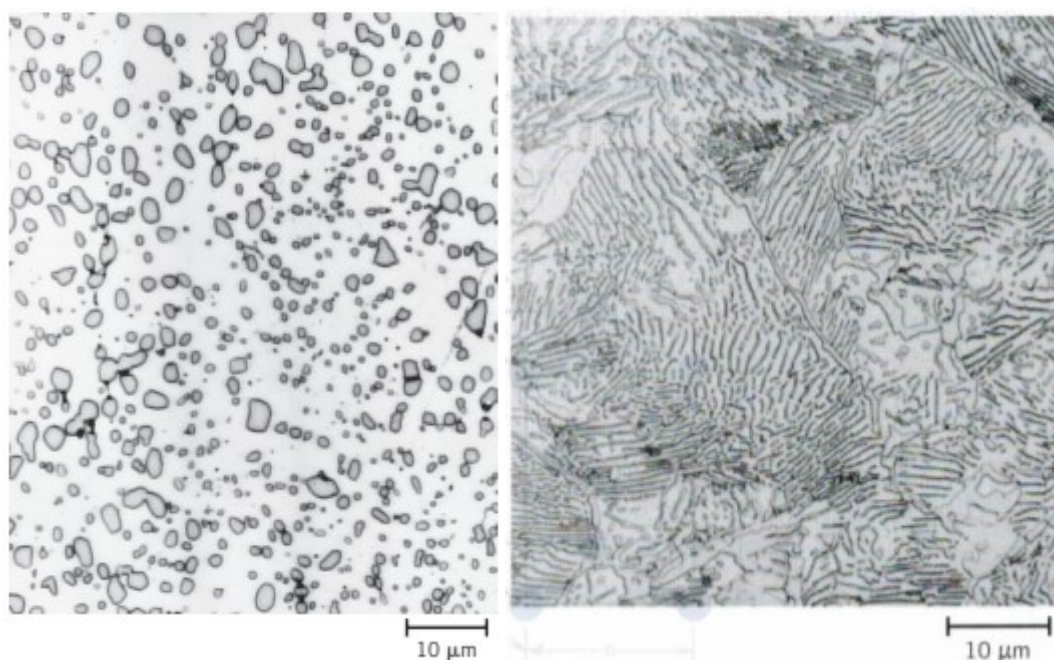
Obr. 13: Morfologie bainitické zrna [3].



Obr. 14: IRA diagram znázorňující přeměnu (A-P) austenitu na perlit a (A-B) austenit na bainit [3].

3.5 Sferoidizace

Je-li ocel mající buď perlitickou nebo bainitickou mikrostrukturu zahřátá na teplotu pod eutektoidní teplotu a ponechána na ní po dostatečně dlouhou dobu, například při asi 700°C po dobu 18 až 24 hodin, vznikne sferoidizovaná mikrostruktura, obr. 15 vlevo. V této struktuře se místo střídajících se feritických a cementitických lamel (perlit), nebo mikrostruktury pozorované v bainitu se fáze Fe_3C jeví jako sférické částice vložené do kontinuální matrice α fáze. Ke vzniku této struktury dochází další difúzí uhlíku bez změny složení, nebo relativního podílu feritu a cementitu. Obr. 15 vpravo ukazuje mikrostrukturu perlitu, která byla částečně sferoidizována. Hnací silou této transformace je snížení celkového povrchu mezifázového rozhraní $\alpha\text{-Fe}_3\text{C}$. Kinetika formování sferoidizované struktury není zahrnuta do diagramu izotermické transformace [3,4].



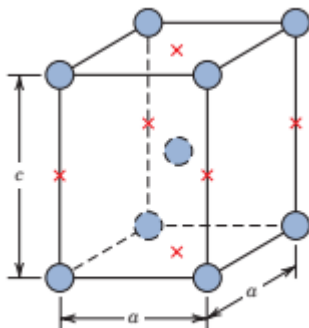
Obr. 15: *obrázek vlevo znázorňuje sferoidizovanou mikrostrukturu (malé částice jsou cementit, kontinuální fáze je α -ferit, obrázek vpravo znázorňuje částečně sferoidizovanou perlitickou mikrostrukturu [3].*

3.6 Martenzit

Martenzit může vzniknout rychlým ochlazením austenitizované struktury, nebo kalením na nízké teploty. Martenzit je nerovnovážná struktura. Pro vznik martenzitické transformace musí být rychlost kalení dostatečně vysoká, aby nedošlo k difuzi uhlíku. Jakákoliv difuze by totiž vedla k tvorbě feritu a cementitu [3,4].

Při této přeměně dochází k pohybu velkého množství atomů na nepatrnou vzdálenost.

Tato přeměna probíhá z austenitu, který má mřížku fcc polymorfní transformací na martenzit s mřížkou prostorově centrovanou tetragonální (bct). Jednotková buňka této struktury je krychle, která byla protažena podél jedné ze svých os, obr. 16 [3,4].



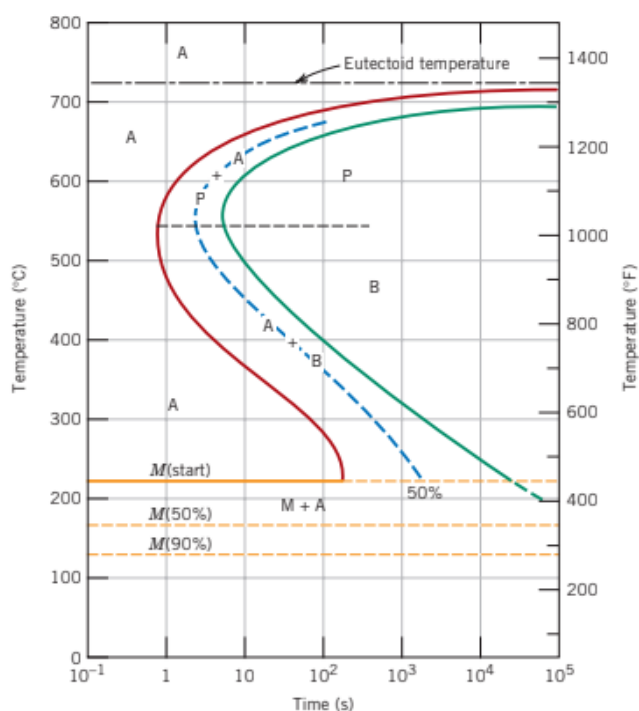
Obr. 16: Jednotková buňka martenzitu [3].

Tato struktura se výrazně liší od struktury feritické prostorově centrované (bcc). Protože martenzitická transformace neprobíhá za pomoci difuze, dochází k ní téměř okamžitě. V austenitické matici dochází k růstu martenzitických útvarů velmi velkou rychlostí. Martenzitické útvary jsou charakterizovány deskovitým, nebo jehlicovitým tvarem, obr. 17. Ve struktuře může martenzit existovat současně s dalšími produkty rozpadu austenitu, jako např. s perlitem. Protože je martenzit nerovnovážná mikrostrukturní složka, není obsažena ve fázovém diagramu Fe - Fe₃C [3,4].

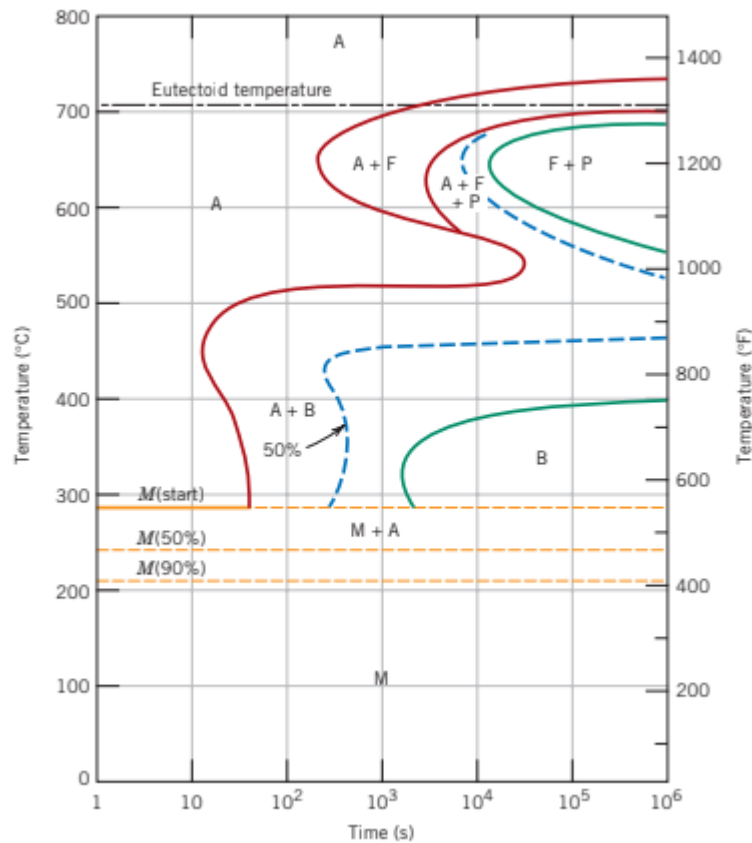


Obr. 17: Útvary deskového martenzitu a zbytkový austenit (bílé oblasti) [3].

Transformaci martenzitu na austenit je možné znázornit v izotermickém transformačním diagramu obr. 18. Protože martenzitická transformace probíhá bez difuze a při velkých rychlostech není znázorněna v izotermickém diagramu stejně jako přeměny perlitické a bainitické. Začátek martenzitické přeměny je znázorněn vodorovnou čarou označenou jako $M_{\text{(start)}}$. Podíl austenitu transformovaného na martenzit je znázorněn za pomoci dvou vodorovných přerušovaných čar označených M (50%) a M (90%). Tyto teploty jsou funkcí složení oceli. Tyto teploty musí být relativně nízká, protože difuze uhlíku musí být prakticky nulová. Tyto čáry horizontálně znázorňují nezávislost martenzitické transformace na čase, jsou zobrazeny pouze teploty, na které je slitina kalena, nebo opakovaně ochlazována. Transformace tohoto typu se nazývají atermální transformace. Vezměme si slitinu s eutektoidním složením, kterou rychle ochladíme z teploty 727°C na 165°C . Z izotermického transformačního diagramu můžeme vyčíst, že 50% austenitu se okamžitě transformovalo na martenzit a pokud se tato teplota udržuje, tak nedojde k žádné další transformaci. V izotermických transformačních diagramech můžou nastat významné změny v polohách křivek, které souvisí s přítomností legujících prvků (např. Cr, W, Ni, Mo). Jedna z takových změn může být třeba prodloužení doby transformace austenitu na perlit. Tyto změny můžeme pozorovat při srovnání obr. 18 a 19, které představují izotermické transformační diagramy pro uhlíkové oceli a legované oceli [3,4].



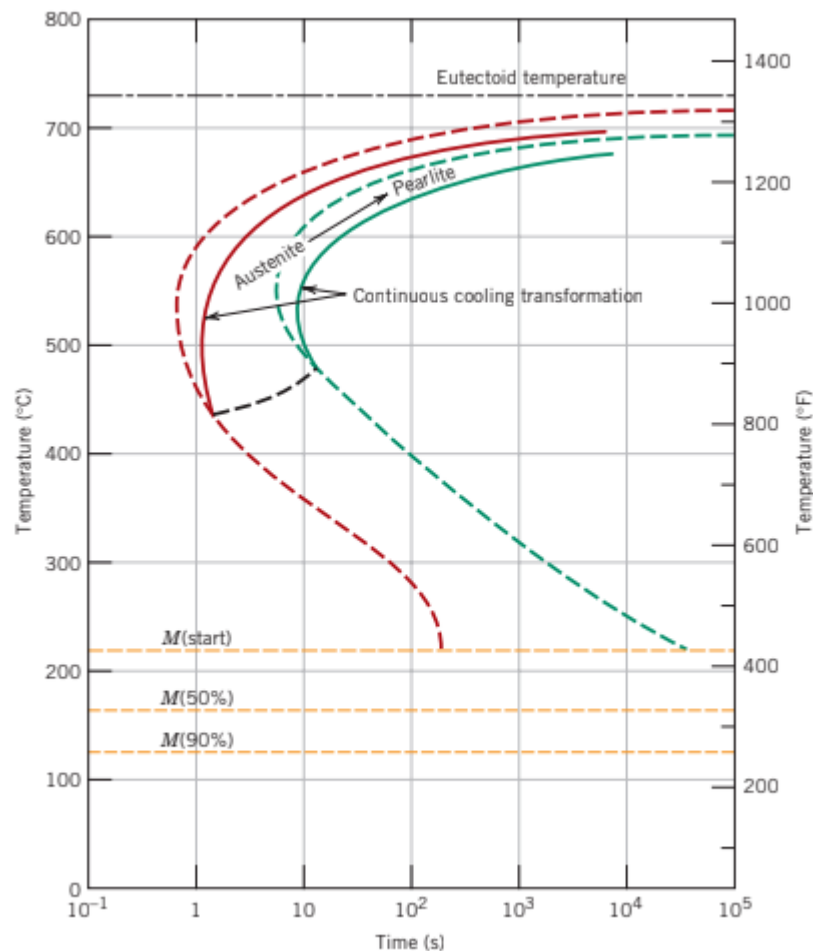
Obr. 18: IRA diagram rozpadu austenitu v eutektoidní oceli *A*-austenit, *B*-bainit, *M*-martenzit [3].



Obr. 19: IRA diagram pro legovanou ocel A-austenit, B-bainit, P-perlit, M-martenzit, F-proeutektoidní ferit [3].

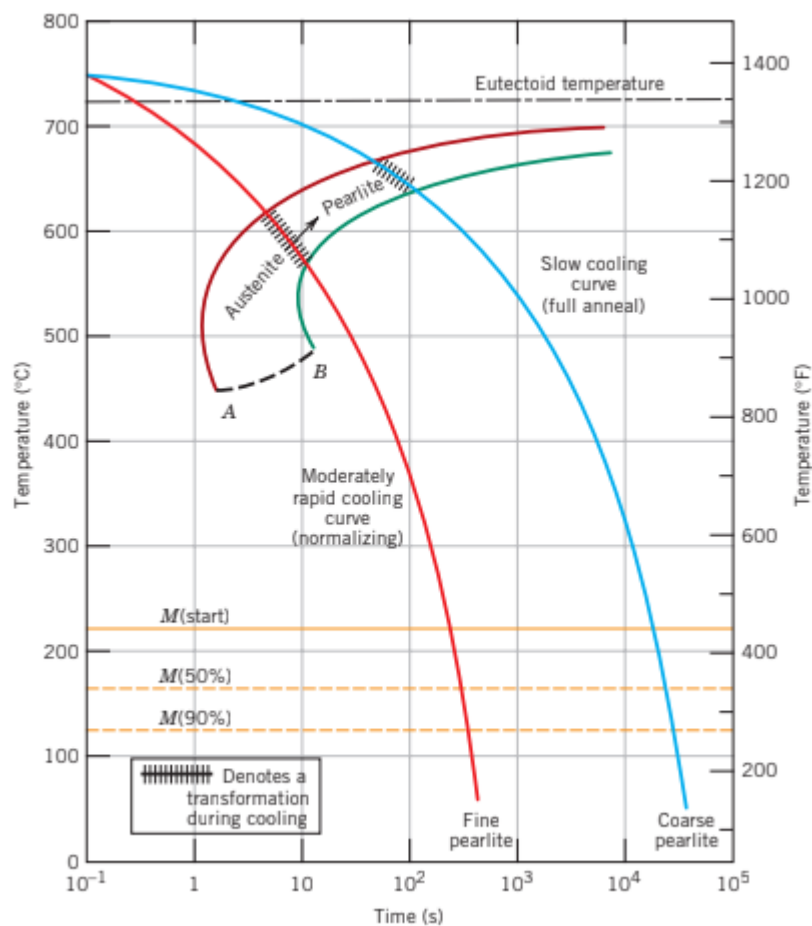
4 Anizotermické transformační diagramy

Pro izotermické transformační diagramy musí být použita relativně velká rychlost ochlazování na teplotu transformace pod eutektoidní teplotou, z tohoto důvodu jsou praktičtější diagramy anizotermického rozpadu, které probíhají za nižších teplot a pomaleji. Diagramy izotermické transformace platí pouze za konstantních teplot rozpadu. U anizotermických diagramů se čas potřebný pro zahájení a ukončení reakce zpozdí. Transformační křivky jsou tedy posunuty k delším časům a nižším teplotám, jak je uvedené na obr. 20 pro ocel eutektoidního složení [3].



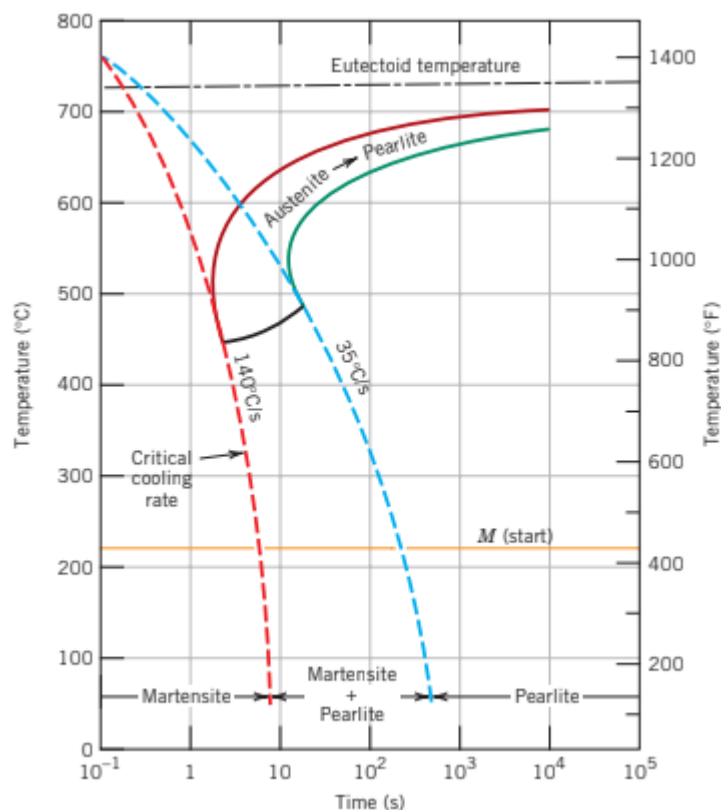
Obr. 20: Diagramy izotermického a kontinuálního ochlazení pro eutektoidní složení [3].

Dvě křivky ochlazování odpovídající středně rychlé a pomalé rychlosti jsou zakresleny na obr. 21 opět pro eutektoidní ocel. Transformace začíná po časovém období odpovídajícím průsečíku křivky ochlazování s počáteční reakční křivkou a končí přechodem křivky konec transformace. Mikrostrukturní produkty vzniklé pro křivky mírně zrychlené a pomalé rychlosti ochlazování jsou uvedeny na obr. 21. Mikrostruktura je tvořena jemným a hrubým perlitem. Při kontinuálním ochlazování na pokojovou teplotu při eutektoidním složení bainit nevzniká. Protože v době, kdy by mohla proběhnout bainitická transformace se veškerý austenit transformuje na perlit. Oblast představující transformaci austenitu na perlit tedy končí těsně pod nosem, obr. 21, jak je znázorněno na křivce AB. V místě průsečíku transformace ustane, s dalším ochlazováním se netransformovaný austenit začne transformovat na martenzit. Transformace na martenzit (čáry M (start), M (50%), M (90%)) probíhají při stejných teplotách jak pro izotermické, tak pro kontinuální diagramy [3,4].



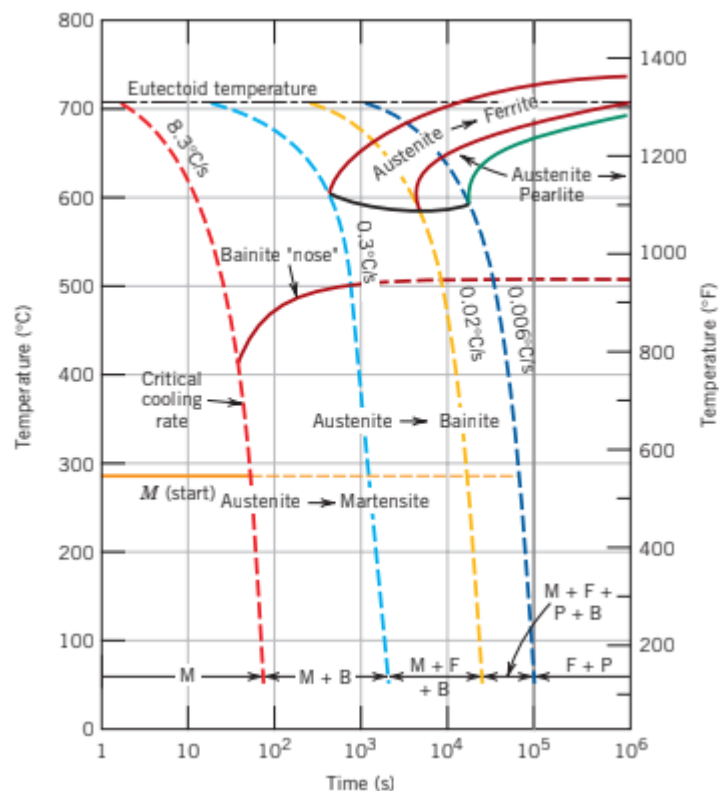
Obr. 21: ARA diagram eutektoidní oceli se zakreslenými křivkami ochlazování pro středně rychlé a pomalé ochlazování [3].

Pro kontinuálním ochlazování existuje kritická rychlost, která představuje minimální rychlost ochlazování, kdy dojde k vytvoření zcela martenzitické struktury. Tato kritická rychlost ochlazování se projeví v diagramu dotykem nosu, u kterého začíná perlitická transformace, obr. 22. Jak je patrné z obr. 22, při větších rychlostech ochlazování, než je kritická rychlost, bude existovat pouze martenzit. Navíc bude existovat rozsah rychlostí, při kterých bude vznikat jak perlit, tak martenzit. Při nízké rychlosti ochlazování vzniká zcela perlitická struktura. Uhlík a další legující prvky posouvají oblast vzniku perlitu a bainitu k delším časům, čímž se snižuje kritická rychlost ochlazování. Jedním z důvodů legování je usnadnění tvorby martenzitické struktury, díky tomu můžeme dosáhnout v relativně silných průřezích zcela martenzitickou strukturu [3,4].



Obr. 22: ARA diagram eutektoidní oceli se zakreslenými křivkami ochlazování, kritická rychlost ochlazování [3].

Několik křivek ochlazování na obr. 23 naznačuje kritickou rychlost ochlazování a také jak ovlivní rychlost transformace konečnou mikrostrukturu. Zajímavé je, že kritickou rychlost ochlazování může tlumit přítomnost uhlíku. Dalšími legujícími prvky, kterými můžeme ovlivnit transformační chování jsou chrom, nikl, molybden, mangan, křemík a wolfram [3,4].



Obr. 23: *Kontinuální transformační diagram (ARA) [3].*

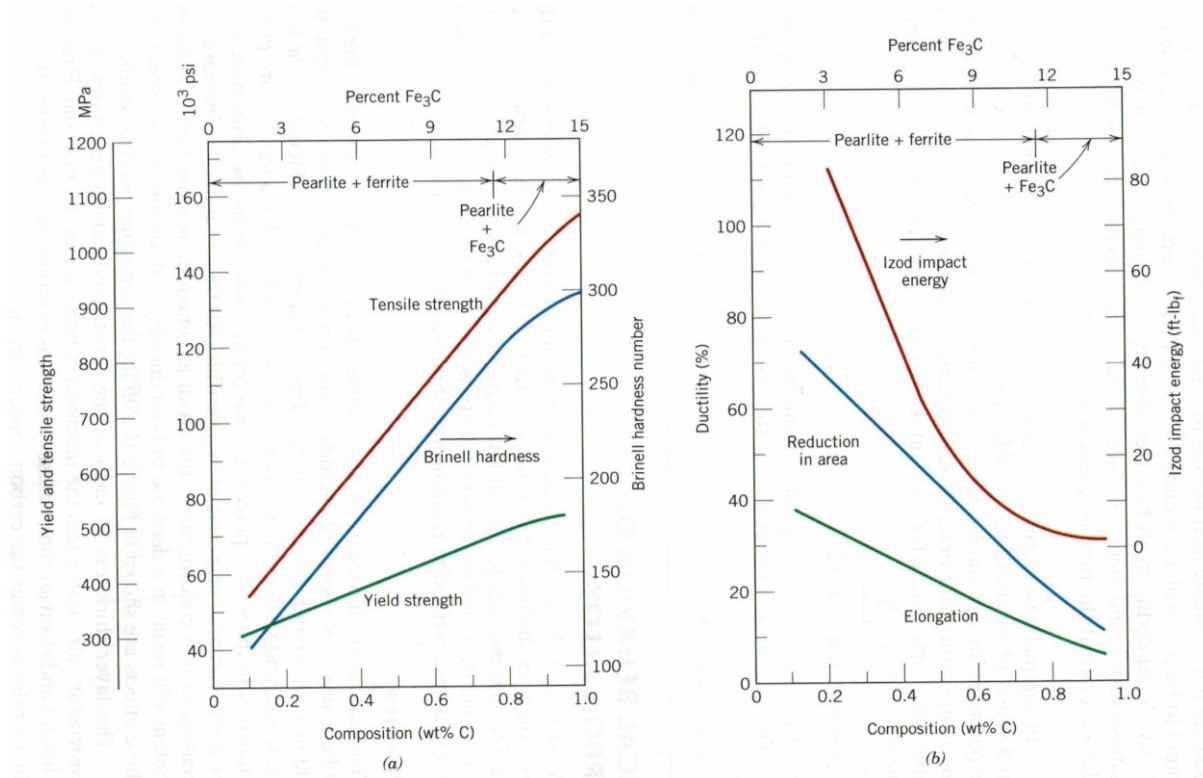
5 Závislost mechanických vlastností na struktuře

Mechanické vlastnosti materiálu úzce souvisí s jeho mikrostrukturou. Nejčastěji se setkáváme se strukturou tvořenou feritem, jemným nebo hrubým perlitem, sferoidizovaným perlitem, bainitem a martenzitem. U všech kromě martenzitu jsou přítomny dvě fáze (to je ferit a cementit) a proto existuje úzký vztah mezi mikrostrukturou a mechanickými vlastnostmi [3,5].

5.1 Perlitická struktura

Cementit je mnohem tvrdší, ale křehčí, než ferit. Zvyšováním podílu Fe_3C povede ke vzniku tvrdšího a pevnějšího materiálu. Toto je ukázáno na obr. 24a, na kterém jsou vyneseny pevnosti v tahu a meze kluzu stejně jako tvrdost podle Brinella jako funkce hmotnostního procenta uhlíku pro oceli, jejichž mikrostruktura je tvořená feritem a perlitem. Se zvyšující se koncentrací uhlíku se všechny parametry zvyšují. Jelikož je cementit křehčí, bude mít zvýšení jeho podílu a změna morfologie za následek snížení jak tažnosti, tak houževnatosti. Tyto efekty jsou znázorněny na obr. 24b pro různé morfologie perlitu. Mechanické vlastnosti

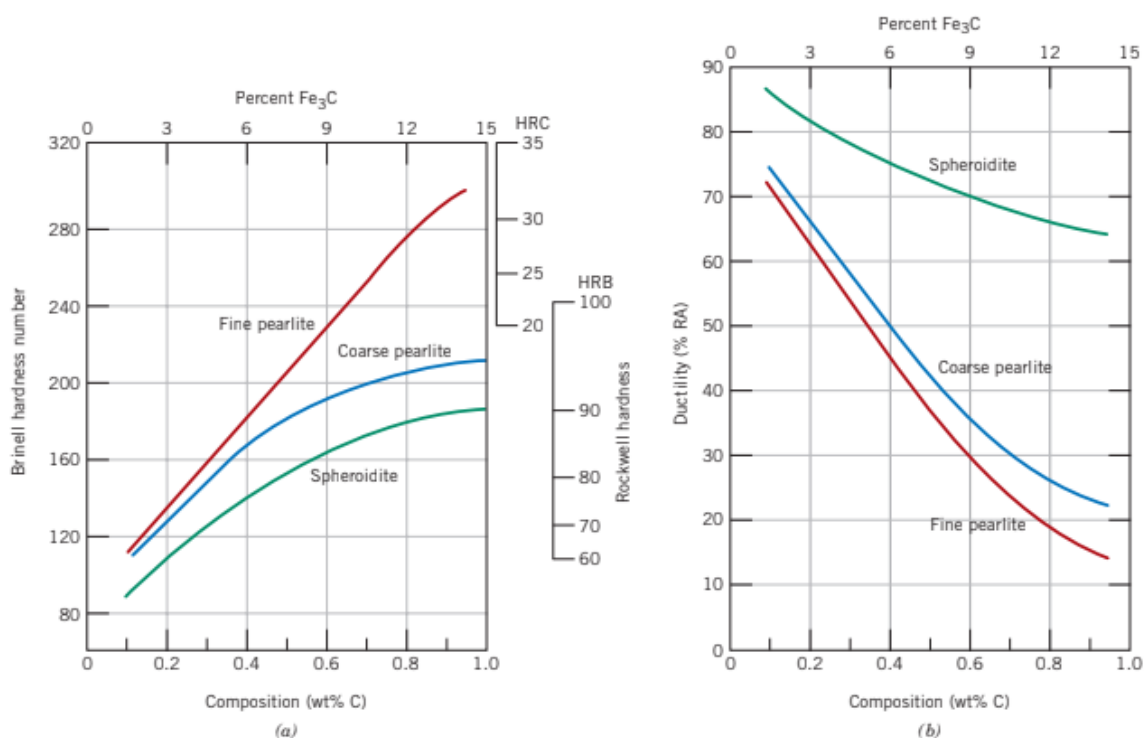
materiálu jsou závislé na podílech feritu a cementitu. Jak je vidět na obrázku 25a jemný perlit je tvrdší a pevnější než hrubý perlit. Obrázek 25a ukazuje závislost Brinellovy tvrdosti na koncentraci uhlíku v oceli. Příčinou tohoto chování jsou jevy, které jsou spojeny s mezifázovým rozhraním $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$. Na rozhraní mezi oběma fázemi existuje velká míra adherence. Proto pevný cementit výrazně omezuje deformaci měkké feritické fáze v oblastech sousedících s mezifázovým rozhraním, takže lze říct, že cementit zpevňuje ferit. Vliv tohoto zpevnění je u jemného perlitu podstatně vyšší, protože má větší plochu mezifázového rozhraní na jednotku objemu materiálu. Mezifázová rozhraní navíc slouží jako bariery proti dislokačnímu pohybu stejně jako hranice zrn. U jemného perlitu existuje více barier, kterými musí během plastické deformace projít dislokace. Větší zpevnění a omezení dislokačního pohybu u jemného perlitu tedy vede k jeho větší tvrdosti a pevnosti. Hrubý perlit je tvárnější, než jemný, jak je vidět na obrázku 25b. Toto chování je výsledkem většího omezení plastického přetvoření jemného perlitu [3,5].



Obr. 24: Srovnání mechanických vlastností ocelí v závislosti na obsahu uhlíku a strukturním stavu [3].

5.2 Struktura sferoidizovaného perlitu

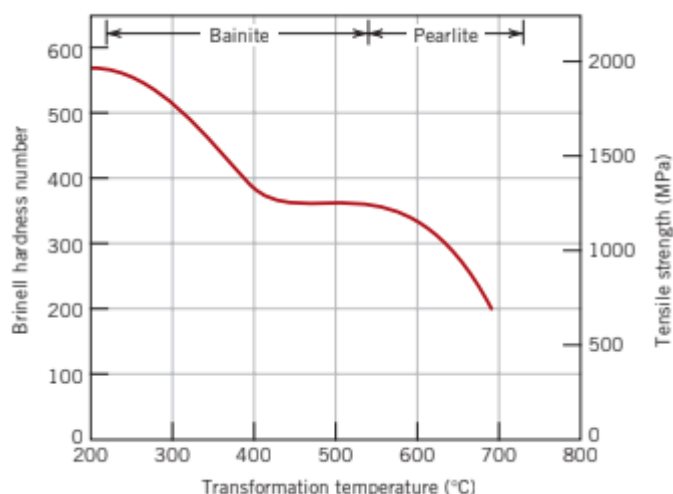
Další důležité mikrostrukturní parametry se týkají tvaru a rozložení fází. V tomto ohledu má cementit zřetelně odlišný tvar a uspořádání v mikrostruktuře perlitické a sferoidizované (obr 11 a 15). Oceli s mikrostrukturou lamelárního perlitu mají větší pevnost a tvrdost, než oceli obsahující sféroidizovaný perlit. Toto je ukázáno na obrázku 25a, kde je porovnaná tvrdost jako funkce obsahu uhlíku v oceli pro sferoidizovaný perlit, jemný a hrubý lamelární perlit. Toto chování je opět vysvětleno pohybem dislokací přes rozhraní ferit/cementit. Ve sferoidizovaném perlitu je menší plocha mezifázového rozhraní na jednotku objemu a v důsledku toho není plastická deformace zdaleka tak omezená, což vede k relativně měkkému a málo pevnému materiálu. Mikrostruktura sferoidizovaného perlitu představuje nejměkčí a nejméně pevnou morfologii perlitu. Naproti tomu jsou oceli se sferoidizovaným perlitem extrémně tvárné, mnohem víc, než jemný nebo hrubý perlit (obr. 25b). Kromě toho jsou neobyčejně houževnaté, protože šířící se trhlina se může setkat pouze s malým počtem částic křehkého cementitu a přednostně se šíří tvárnou feritickou maticí [3,5].



Obr. 25: Závislost mechanických vlastností ocelí v závislosti na obsahu uhlíku a morfologii perlitické složky [3].

5.3 Bainitická struktura

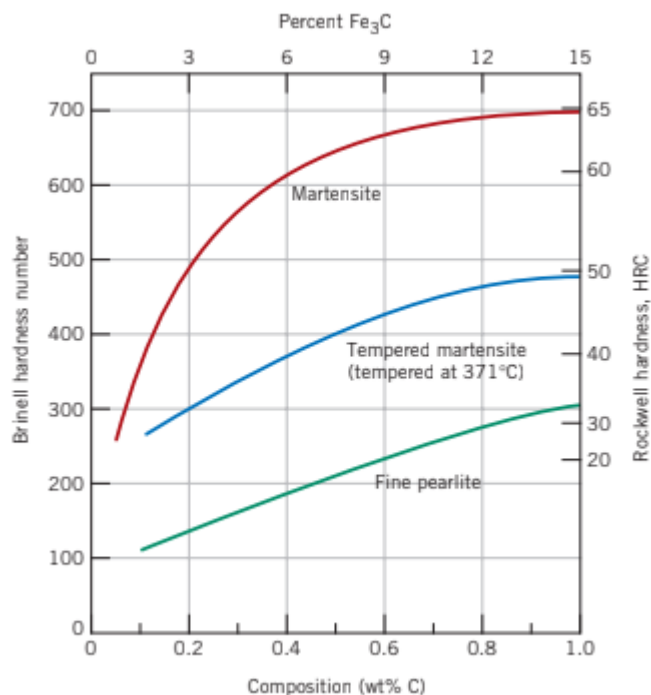
Oceli s bainitickou strukturou, která je tvořena jemnějšími částicemi (menší částice α feritu a částice Fe_3C) vykazují obecně větší tvrdost a pevnost, než oceli s perlitickou strukturou. Vliv transformační teploty na pevnost v tahu a tvrdost oceli s eutektoidním složením je ukázán na obr. 26 [3,5].



Obr. 26: Vliv transformační teploty na pevnost v tahu a tvrdost oceli s eutektoidním složením [3].

5.4 Martenzitická struktura

Z hlediska mikrostruktury je martenzitická složka nejtvrdší a nejpevnější, ale také nejkřehčí. Ve skutečnosti má však zanedbatelnou tažnost. Tvrdost martenzitu je lineární funkcí obsahu uhlíku v oceli až do 0,6 hm.%. Na obrázku 27 je znázorněna tvrdost martenzitu a jemného perlitu v závislosti na obsahu uhlíku v oceli. Na rozdíl od perlitických ocelí, není tvrdost a pevnost martenzitu spojována s jeho morfologií. Tyto vlastnosti jsou spíše spojené s účinkem intersticiálních atomů uhlíku na omezení dislokačního v tetragonální prostorově centrované mříži. Austenit představuje hustěji uspořádanou strukturu, než martenzit, a proto během fázové přeměny dochází k nárůstu objemu, což může mít za následek praskání materiálu vlivem vzniku vnitřních napětí. K tomuto problému dochází zejména ve struktuře s obsahem uhlíku vyšším, než je 0,5 hm % [3,5].



Obr. 27: Závislost tvrdosti na obsahu uhlíku v oceli s různým mikrostrukturním stavem [3].

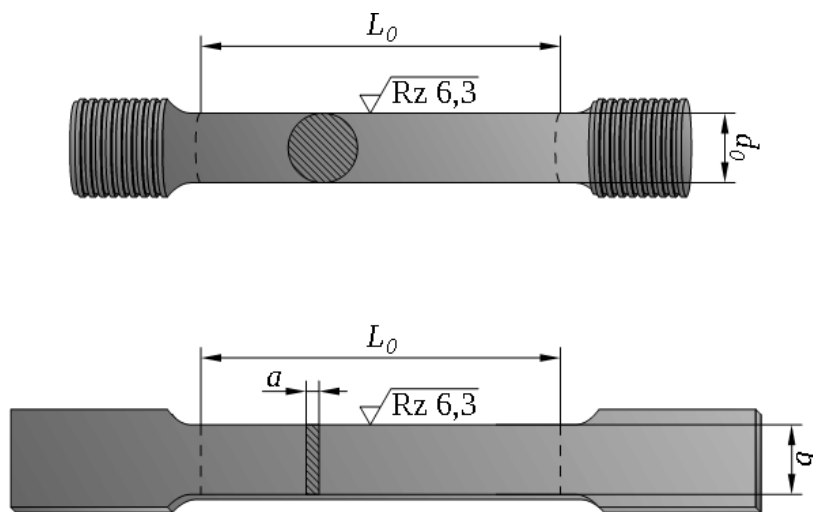
6 Mechanické zkoušky

Mechanické vlastnosti materiálu popisují chování materiálu při aplikovaném zatížení (deformaci). Mezi základní mechanické vlastnosti patří tvrdost, pevnost, tažnost a houževnatost. Většina těchto mechanických vlastností je závislá na předchozí deformaci materiálu, přítomnosti nečistot, drobných trhlin, nebo na režimu tepelného zpracování, kterému byl kov podroben [6].

6.1 Zkouška tahem

Tahová zkouška patří k nejběžnějším mechanickým zkouškám. Tahovou zkouškou můžeme, zjistit základní mechanické vlastnosti materiálu. Při tahové zkoušce je vzorek deformován jednoosým tahovým zatížením podél podélné osy vzorku, obvykle až do přetržení. Vzorky pro tahovou zkoušku mají obvykle kruhový tvar, ale mohou být i obdélníkového tvaru, obr. 28. Geometrie vzorku je taková, aby během zkoušky probíhala deformace v úzké středové oblasti vzorku s menším průřezem a také aby byla snížena pravděpodobnosti zlomení vzorku v upevňovacích čelistech. Tahová zkouška probíhá prodlužováním vzorku za konstantní rychlosti a za současného kontinuálního měření okamžitého aplikovaného zatížení. Výsledné prodloužení, o které se vzorek prodlouží mezi měřicími značkami během tahové zkoušky zaznamenává extenzometr. Tato zkouška obvykle

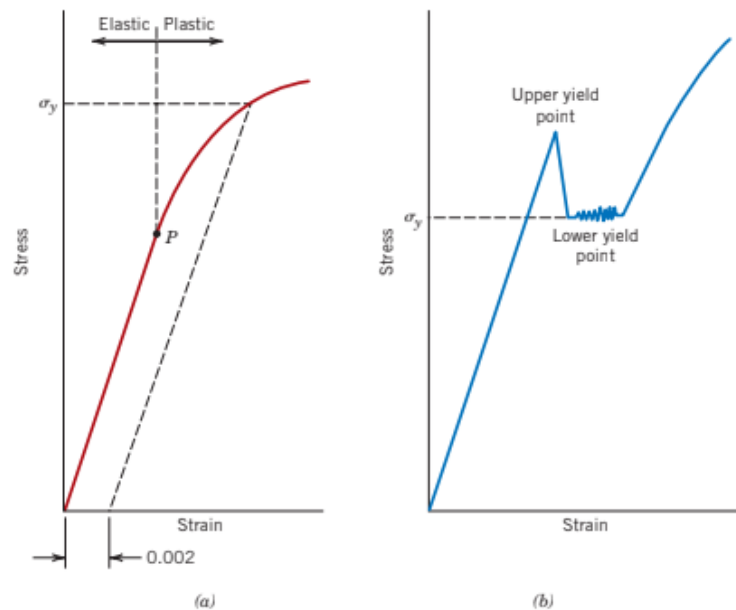
trvá několik minut a je destruktivní, to znamená, že vzorek je trvale deformovaný a obvykle dochází k jeho porušení. Výsledkem tahové zkoušky jsou tahové diagramy (závislost napětí na deformaci) [6,7].



Obr. 28: Typická zkušební tělesa pro tahovou zkoušku [6].

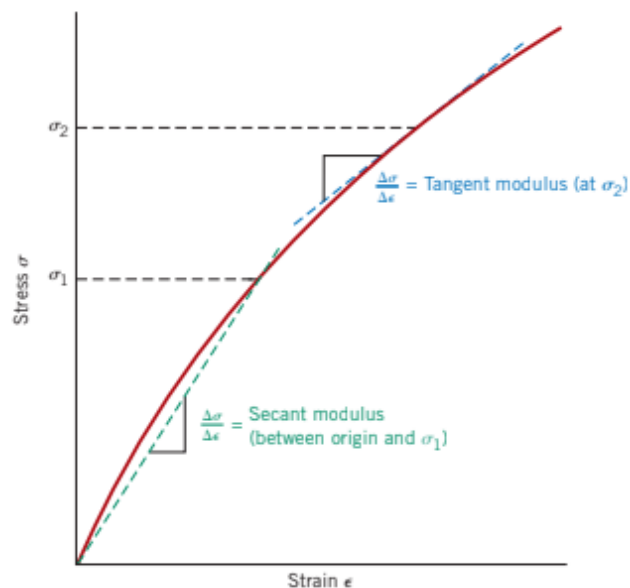
6.1.1 Modul pružnosti v tahu a mez kluzu

U většiny materiálů chceme dosáhnout, aby během jejich provozování došlo pouze k elastické deformaci. Při plastické deformaci materiálu může totiž docházet k nežádoucí změně tvaru, což může mít za následek špatnou funkci součásti. Proto musíme znát napětí, při kterém začíná plastická deformace, nebo kde nastává jev úměrnosti. Přejít mezi elastickou a plastickou deformací můžeme definovat bodem úměrnosti určeným jako počáteční odchylka od lineární křivky napětí – deformace. Tento bod můžeme nazvat jako proporcionální mez, tato mez je znázorněna bodem P na obr. 29a. Smluvní mez kluzu určíme za pomoci konstrukce přímky rovnoběžné s elastickou částí křivky v diagramu napětí – deformace, při určitém posunutí na ose deformace obvykle o 0,002. Jak je znázorněné na obr. 29a. napětí odpovídající průsečíku této přímky a křivky napětí-deformace v plastické oblasti je definován jako mez kluzu σ_y . Jednotkami meze kluzu jsou MPa [3,6].



Obr. 29: a) část tahového diagramu pro kovy, elastická a plastická deformace, stanovení smluvní meze kluzu pomocí metody 0,002 b) tahový diagram pro ocel vykazující jev horní a spodní meze kluzu [3].

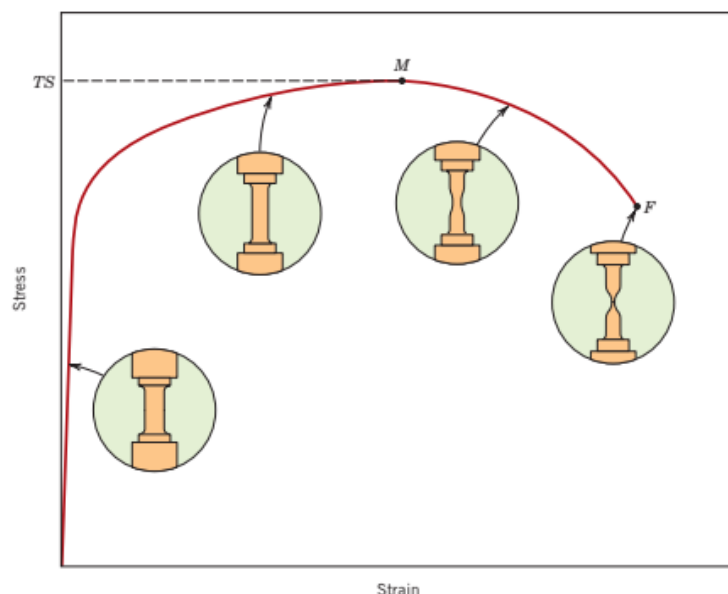
U materiálů s nelineární elastickou oblastí není možné použít metodu posunutí a mez kluzu je definovaná jako napětí potřebné k vytvoření určitého množství deformace, obr. 30. U některých ocelí je přechod elastické oblasti náhlý a velmi dobře definovaný v oblasti meze kluzu, obr. 29b. Plastická deformace začíná v horní mezi kluzu. Pokračující deformace mírně kolísá kolem určité konstantní hodnoty napětí, označované jako dolní mez kluzu, napětí následně stoupá s rostoucím zatížením. U těchto kovů se mez kluzu stanovuje jako průměrné napětí na spodní mezi kluzu. Velikost meze kluzu materiálu je měřítkem jeho odolnosti proti plastické deformaci [6,7].



Obr. 30: Tahový diagram s nelineárním elastickým chováním [3].

6.1.2 Pevnost v tahu

V kovech se smluvní napětí nutné k pokračování plastické deformace zvýší na maximum (bod M na, obr. 31), a poté se smluvní napětí snižuje až k případnému lomu, bod F. Pevnost v tahu TS (MPa) představuje maximální napětí v inženýrském diagramu napětí-deformace. Pevnost v tahu odpovídá maximálnímu smluvnímu napětí, při kterém materiál ještě odolává vzniku lokální deformace. Během tahové zkoušky probíhá deformace rovnoměrně v celé úzké oblasti vzorku až do oblasti TS. Za touto oblastí se v určitém bodě začne tvořit malé zúžení (krček), ve kterém se následně koncentruje veškerá deformace obr. 45. Pevnost v okamžiku lomu odpovídá smluvnímu lomovému napětí a ke zlomení vzorku dochází v krčku [3,6].



Obr. 31: Tahový diagram s geometrií deformovaného tělesa bod *M* představuje pevnost v tahu [3].

6.1.3 Tažnost a kontrakce

Mezi další důležité mechanické vlastnosti patří tažnost. Tažnost vyjadřuje míru plastické deformace, které bylo dosaženo při lomu. Materiál, který při lomu vykazuje velmi malou, nebo žádnou plastickou deformaci, nazýváme křehkým materiálem. Průběh tahové zkoušky pro křehké i tvárné materiály je znázorněn na obr. 32. Tažnost můžeme kvantitativně vyjádřit buď jako prodloužení, nebo redukci plochy. Prodloužení v procentech $A\%$ můžeme definovat jako plastické prodloužení při lomu [3].

$$A = \frac{l_f - l_0}{l_0} \cdot 100\% \quad (1)$$

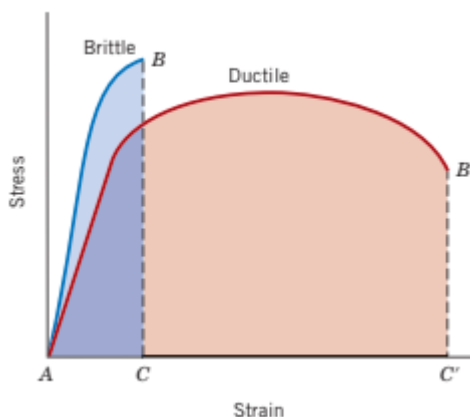
kde l_f je délka po přetržení a l_0 je původní délka. Velikost prodloužení bude závislá na měřené délce vzorku. Čím je kratší počáteční měřená délka vzorku l_0 , tím větší je podíl celkového prodloužení od krčku. Pro vyjádření prodloužení v procentech jsou většinou používány počáteční hodnoty $l_0 = 50 \text{ mm}$ [3,6].

Z výsledků tahové zkoušky je možné vypočítat další parametr plasticity, který se nazývá kontrakce.

$$Z = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \cdot 100\% \quad (2)$$

kde A_0 je počáteční průřez a A_f je plocha průřezu v bodě lomu. Procentní redukce velikosti plochy je nezávislá na hodnotách l_0 i A_0 . Veličiny $\% A$ a $\% Z$ se pro různé materiály

liší. Většina kovů vykazuje při pokojové teplotě alespoň mírný stupeň tažnosti, některé materiály však při snížení teploty křehnou. Znalost tažnosti materiálu je velice důležitá, jednak pro stanovení plastické deformace materiálu před zlomením a také pro specifikaci stupně přípustné deformace během výrobních procesů. Za křehké materiály považujeme ty, které mají lomovou deformaci menší než 5% [3,6].



Obr. 32: Tahový diagram pro křehký a tvárný materiál [3].

6.2 Zkoušky tvrdosti

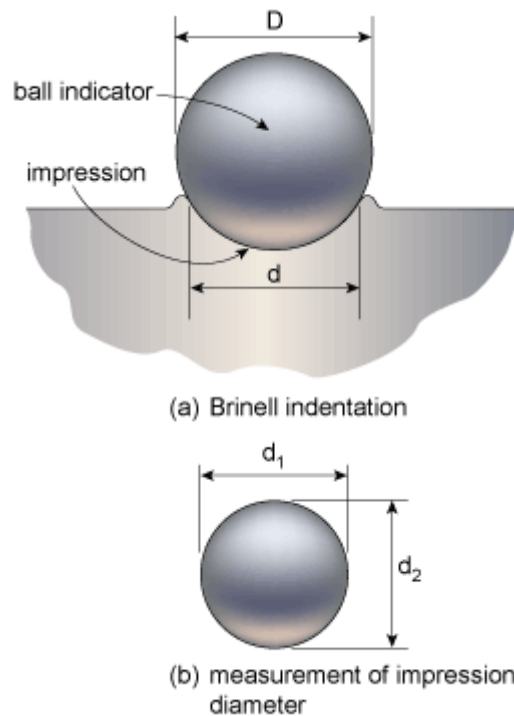
Další důležité mechanické zkoušky jsou zkoušky tvrdosti. Tvrdost představuje měřítko odolnosti proti lokalizované plastické deformaci (např. malé poškození, škrábnutí, rýhy). Do povrchu vzorku je vtačováno malé tělísko (indentor), za deformovaných podmínek zatížení. Měří se hloubka, nebo velikost vtisku. Tvrdost je stanovena za pomoci indexového čísla. Čím měkčí je materiál, tím je velikost vtisku větší, vtisk je hlubší a číslo indexu tvrdosti je nižší. Tvrdost můžeme měřit pomocí několika technik, mezi základní techniky patří (Rockwell, Brinell, Knoop a Vickers) [6,7].

6.2.1 Brinellův test tvrdosti

Při zkoušce tvrdosti podle Brinella je do povrchu materiálu vtačovaná koule z tvrdé oceli (obvykle o průměru 10 mm) obr. 33. Běžně používané zatížení je 3000 kg pro poměrně tvrdé materiály (oceli a litiny) a 500 kg pro měkčí materiály (měď a slitiny hliníku). Toto zatížení je během zkoušky udržováno po určitou dobu (obvykle 10 až 30s). Pro velmi tvrdé materiály se běžně používaná ocelová koule nadměrně deformuje, z tohoto důvodu se pro tyto materiály používá koule z karbidu wolframu. Po odlehčení se změří průměr vtisku, a číslo tvrdosti podle Brinella (HB) se vypočte z následující rovnice:

$$HB = \frac{2F}{\pi D \left[D - \sqrt{D^2 - D_i^2} \right]} \quad (3)$$

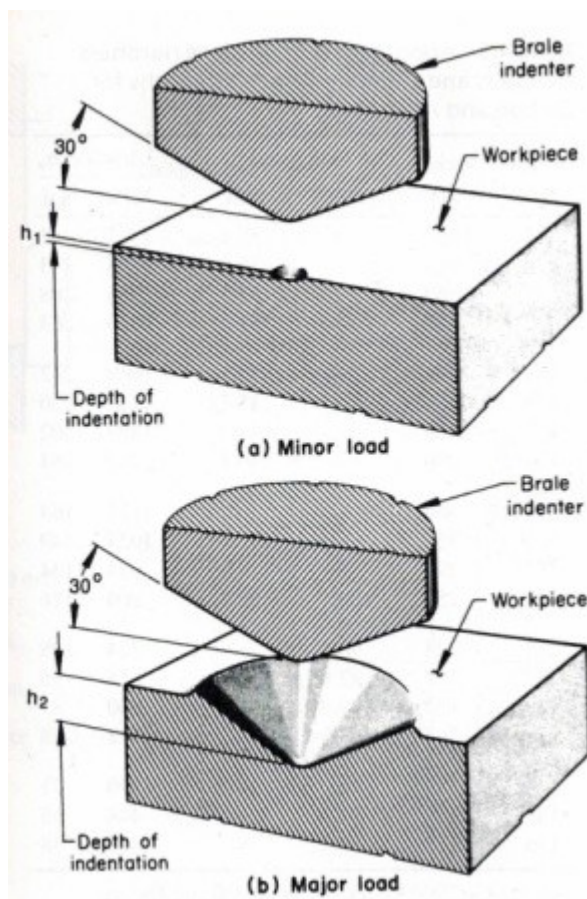
kde F je aplikované zatížení v kilogramech. D je průměr indentoru v milimetrech a D_i je průměr vtisku v milimetrech. Tvrdost podle Brinella má jednotky napětí [kg/mm^2] [6,7].



Obr. 33: *Indentor pro Brinellův test [7].*

6.2.2 Rockwellův test tvrdosti

Pro měkké materiály se při zkoušce podle Rockwella používá ocelová koule malého průměru a diamantový kužel se používá pro tvrdší materiály. Ocelová kulička pro měkké materiály je z tvrzené oceli o průměru (1,588; 3,175; 6,350 nebo 12,7 mm), diamantový kužel pro tvrdší materiály má velikost vrcholového úhlu 120° . Hloubka průniku indentoru je automaticky měřena testovacím strojem a převedena na číslo tvrdosti Rockwell (HR). Používá se několik variant Rockwellova testu: Rockwell C (HRC) se používá pro tvrdé oceli, Rockwell F (HRF) pro měkké materiály (hliník). Výsledkem Rockwellova testu je číslo tvrdosti, které je bezrozměrné. Zkouška podle Rockwella se od ostatních zkoušek tvrdosti odlišuje tím, že měříme hloubku vtisku a nikoliv plochu vtisku. Výslednou hloubku vtisku vypočteme jako rozdíl mezi konečným a předběžným zatížením, obr. 34 [6,7].



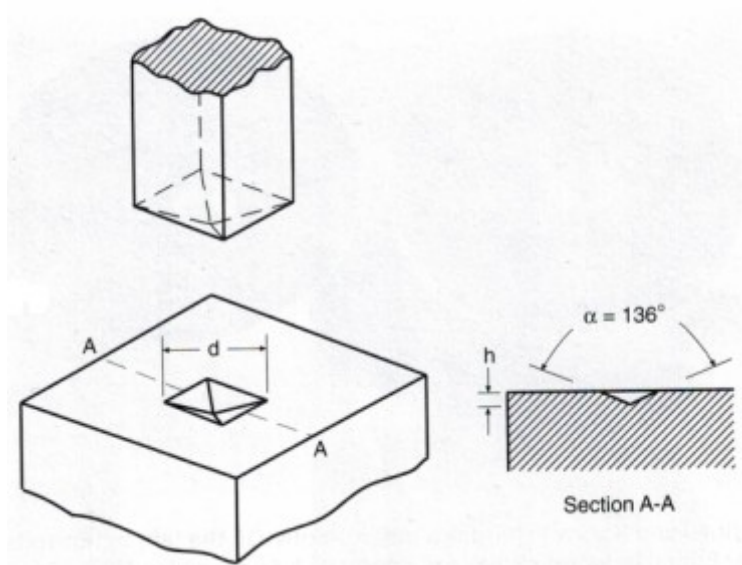
Obr. 34: Tvrdost podle Rockwella a)předběžné zatížení b)hlavní zatížení [6].

6.2.3 Zkouška tvrdosti podle Vickerse

Zkouška tvrdosti podle Vickerse je založená na stejném principu jako zkouška podle Brinella. Liší se pouze tím, že indentorem je diamantový jehlan ve tvaru pyramidy se čtvercovou základnou. Úhel mezi stěnami pyramidy je $\alpha = 136^\circ$, jak je znázorněno na obr. 35. Tento tvar má za následek hloubku průniku h , což je jedna sedmina hodnoty d stanovené měřením délky úhlopříčky. Vickersovo číslo tvrdosti HV získáme dělením aplikované síly P a plochy vtisku [8,9].

$$HV = \frac{2P}{d^2} \sin \frac{\alpha}{2} \quad (4)$$

kde d je v milimetrech a P v kilogramech. Standardní pyramidový tvar způsobí, že vtisk bude geometricky podobný bez ohledu na jeho velikost. Díky plasticitě se očekává, že tato geometrická podobnost bude mít za následek hodnotu tvrdosti podle Vickerse, která je nezávislá na velikosti použité zatěžovací síly. Z tohoto důvodu je možné použít širokou škálu velikosti zatížení, obvykle se používá mezi 1 a 120 kg [6,7].



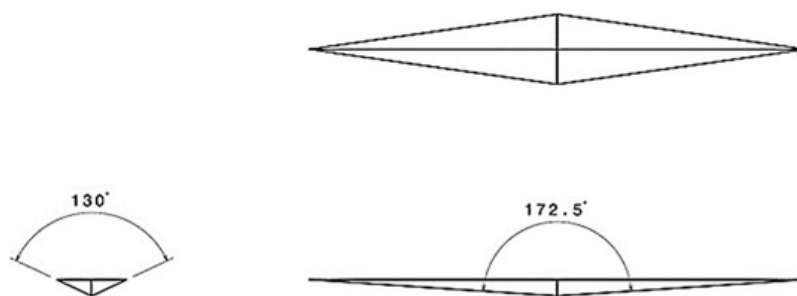
Obr. 35: Tvrdost podle Vickerse [6].

6.2.4 Mikrotvrsost podle Vickerse

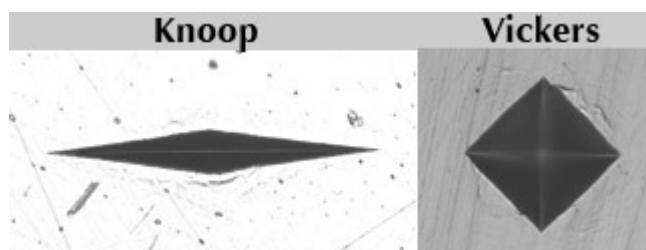
Do povrchu vzorku je vtlačován velmi malý diamantový indentor s pyramidovou základnou. Na základě malé velikosti indentoru označujeme tuto metodu jako mikroindentační testování. Aplikované zatížení je mnohem menší než u klasických metod tvrdosti, pohybuje se od 1 do 1000 g. Výsledný vtisk je pozorován a měřen světelným mikroskopem, toto měření je poté převedeno na číslo mikrotvrdosti HV. Pro přesné definování místa vtisku je u této metody nezbytná pečlivá příprava povrchu vzorku (broušení, leštění). Tato metoda je vhodná pro měření tvrdosti malých vybraných oblastí vzorku (např.: karbidů, rozdílných fází v matrici) [6,7].

6.2.5 Zkouška mikrotvrdosti podle Knoop

Další zkouškou mikrotvrdosti, která se podobá zkoušce mikrotvrdosti podle Vickerse je zkouška podle Knoop. Liší se tím, že pyramidový indentor má základnu ve tvaru kosočtverce a použitím velikosti plochy k výpočtu tvrdosti. Delší úhlopříčka má úhel $172,5^\circ$ a kratší 130° obr. 36. Aplikované zatížení je stejně jako u mikrotvrdosti podle Vickerse od 1 do 1000g. Výsledný vtisk je pozorován a měřen pod mikroskopem. Mikrotvrdost podle Knopa se označuje HK a je vhodná převážně pro křehké materiály (keramika) [6,7].



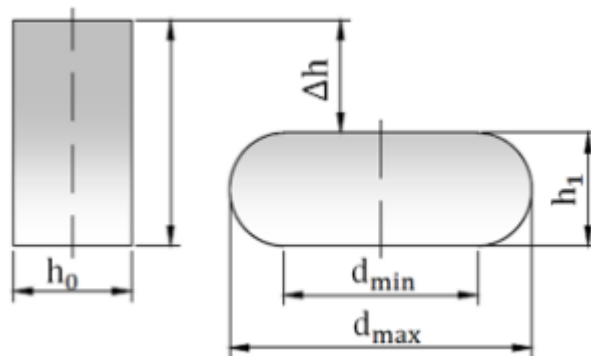
Obr. 36: Indentor pro měření mikrotvrdosti podle Knoopa [7].



Obr. 37: Mikrotvrdost podle Knoopa a Vickerse [7].

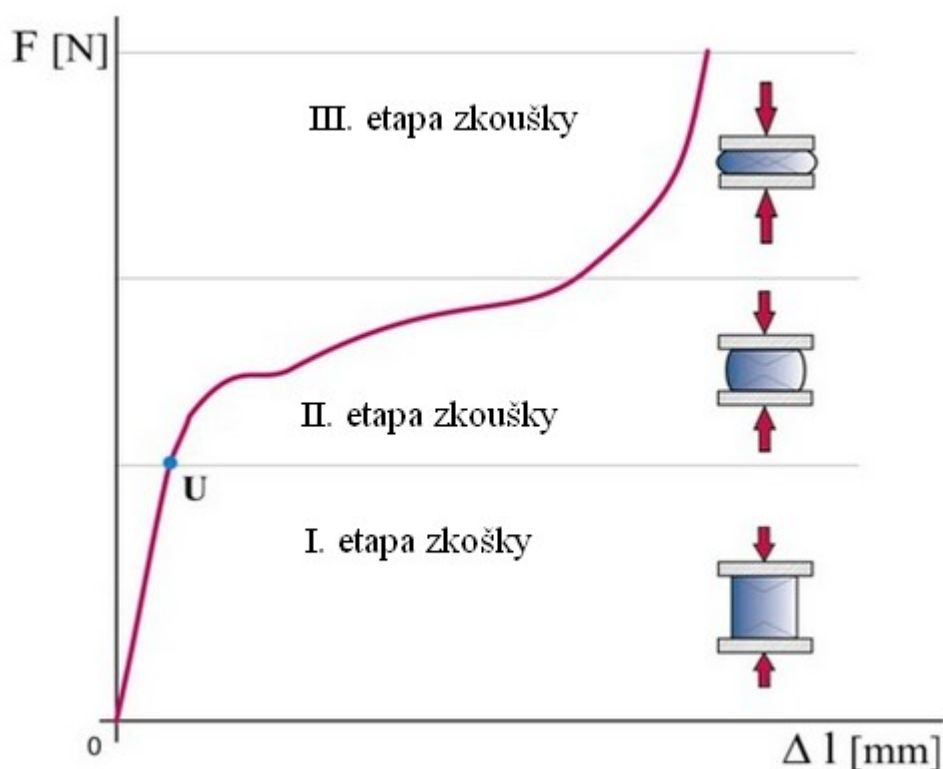
6.3 Zkouška pěchováním za studena

Tato zkouška slouží k posouzení vhodnosti materiálu pro výrobu šroubů, nýtů a další spojovací materiál. Tímto způsobem můžeme zjistit tvárnost, tvrdost, nebo křehkost materiálu po pěchování. Pro tuto zkoušku má vzorek tvar válečku o průměru d . Vzorek je zatěžován rovnoměrnou hydraulickou tlakovou silou. V důsledku Poissonova jevu se během zkoušky při stlačování zvětšuje průměr vzorku. Při tomto tlakovém zatížení může dojít k selhání podél rovin maximálního napětí (to znamená kolmo k ose vzorku), a dochází tak ke vzniku trhliny na obvodu zkoušeného vzorku. K tomuto selhání dochází díky přítomnosti trhlin a pórů v materiálu, které při zatěžování rostou a kombinují se. Tato zkouška se považuje za vyhovující, neobjeví-li se na obvodu zkoušeného vzorku trhlina. Zkouška pěchováním končí dosažením požadované hodnoty stlačením vzorku na danou výšku h_1 , obr. 38 [8,9].



Obr. 38: Vzorek před a po pýchování [9].

Výsledkem zkoušky pýchování může být stejně jako u tahové zkoušky digram síla - prodloužení. Obr. 39 znázorňuje vliv zatížení na chování materiálu. V první etapě zkoušky se vzorek chová pružně (elasticky) až do bodu U. V druhé etapě se vzorek začíná plasticky deformovat. V třetí oblasti je vzorek trvale deformován a jeho další stlačení už není možné [8].



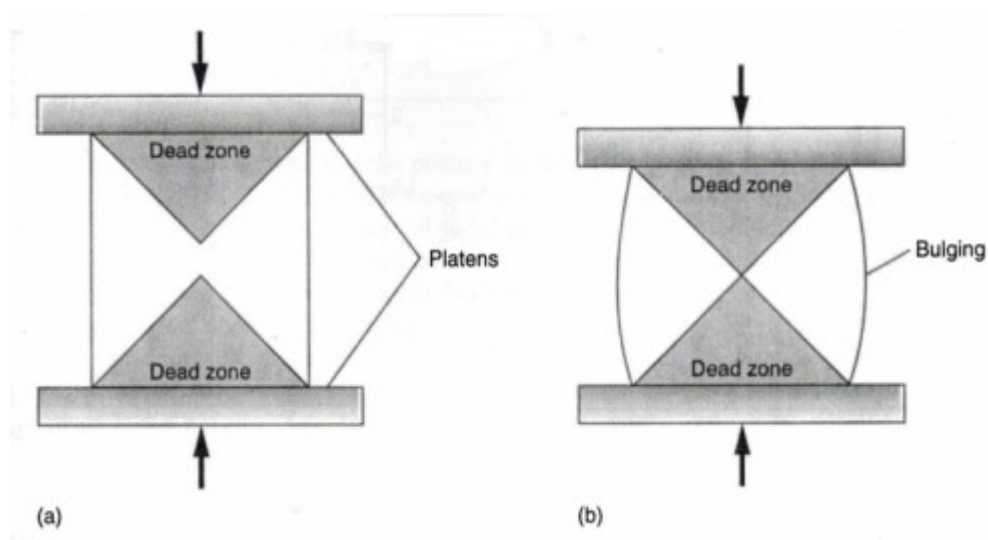
Obr. 39: Diagram závislosti výšky vzorku na síle [10].

V první etapě zkoušky dochází k malému nárůstu napětí, materiál začíná vykazovat odolnost pro deformaci. První etapa zkoušky tedy zobrazuje počáteční odolnost zkušebního

tělesa proti deformaci. V druhé etapě dochází k rovnoměrnému tempu nárůstu deformace, což ovlivňuje nárůst napětí. Kromě výškového přetvoření zkušební tělesa dochází k diametrálnímu rozložení skrz deformaci a nárůstu skutečného napětí. Na konci druhé etapy dochází k rozdílu mezi smluvním a skutečným napětím. Toto chování můžeme vysvětlit tím, že až do druhé etapy jsou výškové deformace poměrně značné, poté dominují deformace průměru vzorku. Třetí a poslední etapa vykazuje poměrně výraznou míru namáhání, těleso vykazuje nízký index deformačního zpevnění, díky kterému odolává deformaci jen velmi málo. Poté v deformujícím se zkušebním tělese dominuje přetvoření průměru. Ve třetí etapě tedy dochází k vytvrzení materiálu a v extrémních případech dochází ke vzniku trhlin. V této etapě tedy hrají významnou roli mezní podmínky deformace.

6.3.1 Vliv deformace na pěchovací těleso

Během pěchovacích zkoušek dochází k deformaci tělesa. Během zkoušky také dochází k ovlivnění zkušební tělesa třením. V průběhu pěchovací zkoušky se koeficient tření obvykle liší od začátku do konce deformace. V ideálním případě dojde k plastické deformaci v celé součásti rovnoměrnou smykovou deformací. Jak je znázorněné na obr. 40 tření může mít za následek mrtvé zóny v blízkosti povrchu vzorků v kontaktu s deskami. Poměr výšky k průměru vzorku pak řídí objem deformujícího se materiálu za vzniku zvláštní velikosti přetvoření. Pokud je mrtvá zóna velkým zlomkem objemu vzorku, napětí na plastickou deformaci bude přehnané [8].



Obr. 40: a) Průřez válcem zobrazující nedeformující se mrtvé zóny v důsledku tření na deskách, b) průřez válce po určitém stlačení, vykazuje vydutí [8].

Při odporu materiálu proti deformaci vzniká v průřezu materiálu třecí kopec obr. 46. Třecí kopec se uvolní v důsledku odporu toku materiálu. Celková silová bilance je dána následující rovnicí:

$$\sigma_x h + 2\mu_F P dx - (\sigma_x + d\sigma_x) h = 0 \quad (13)$$

Pokud vezmeme $\sigma_x + P = 2k$, pak $d\sigma_x = -dP$. Po přeuspořádání podmínek můžeme psát:

$$\frac{dP}{P} = \frac{2\mu_F}{h} dx \quad (14)$$

Integrací $\sigma = 0$ na $x = 0$ a $P = 2k$ dostaneme

$$\frac{P}{2k} = \exp \frac{2\mu_F x}{h} \quad (15)$$

Což udává chování třecího kopce na obr. 41. V tomto případě je smykové napětí na rozhraní $\mu_F P$ bylo stejné, nebo menší než smyková mez kluzu materiálu. Je-li dosaženo tření, je deformace velmi heterogenní. U lepícího tření vede výše uvedená derivace k:

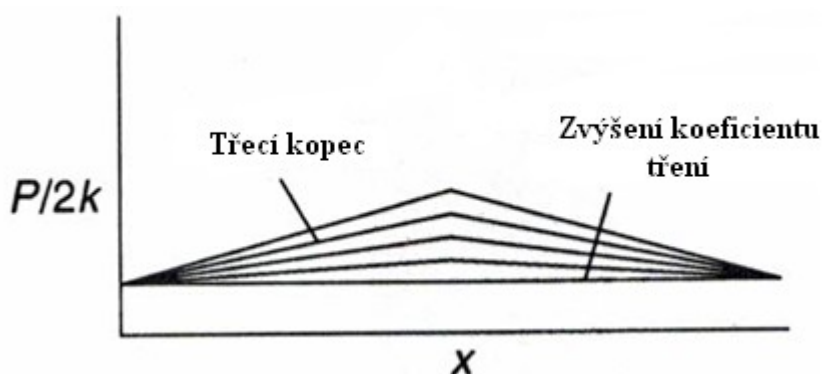
$$\frac{P}{2k} = 1 + \frac{x}{h} \quad (16)$$

Pokud tento vzorec použijeme pro přímou kompresi, obr. 39 válec o výšce h , pak tlak závisí na poloze ρ napříč poloměrem r jako:

$$P = Y \exp \left[\frac{2\mu_F}{h} (r - \rho) \right] \quad (17)$$

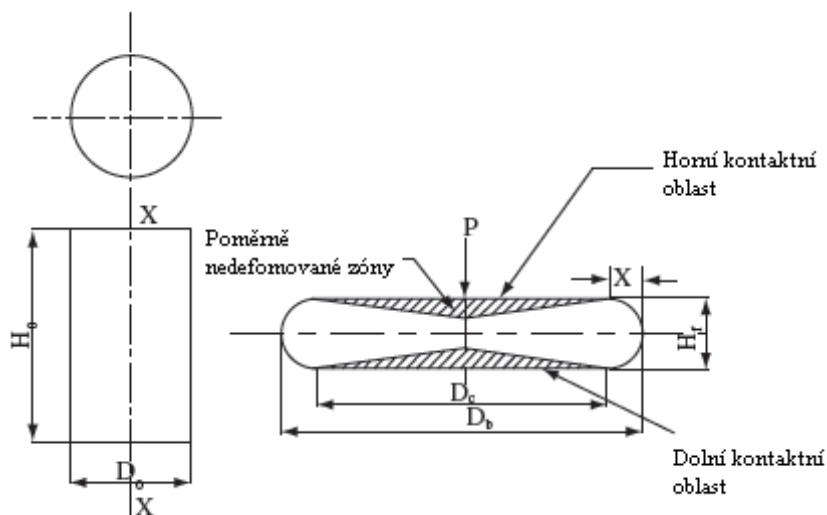
Pro spojení tření, může být průměrný tlak potřebný k vytvoření deformace vysoký a může silně záviset na poměru poloměru k výšce jako:

$$P_{\text{průměrné}} = Y + \frac{2kr}{3h} \quad (18)$$



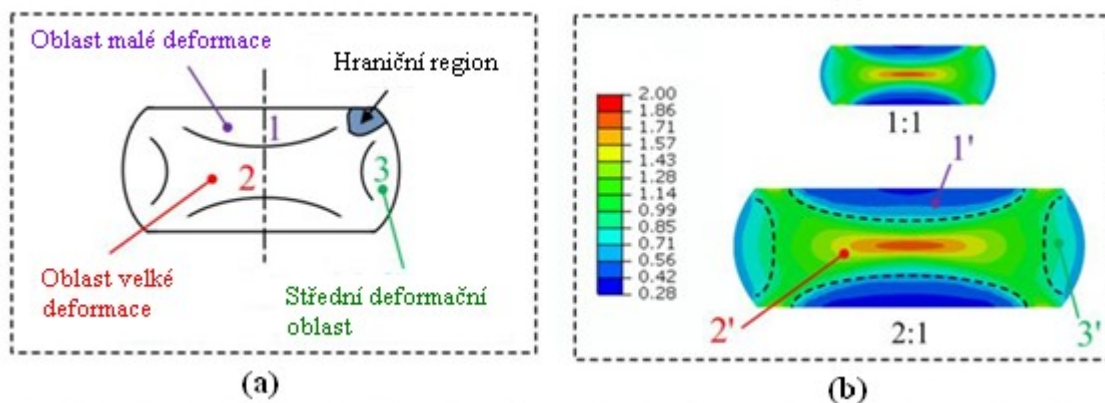
Obr. 41: Třecí kopec vyplývající z rovinné deformace [8].

Během pěchování za studena dochází k heterogenní deformaci v důsledku existence třecí síly mezi zkušebním tělesem a horní a dolní deskou. Těsně pod plochami horní a dolní desky, které jsou ve styku se zkušebním tělesem, vzniká oblast relativně nedeformovaného materiálu. Obr. 42 znázorňuje nedeformované zóny a změnu geometrie tělesa po zkoušce pěchováním [8,9].



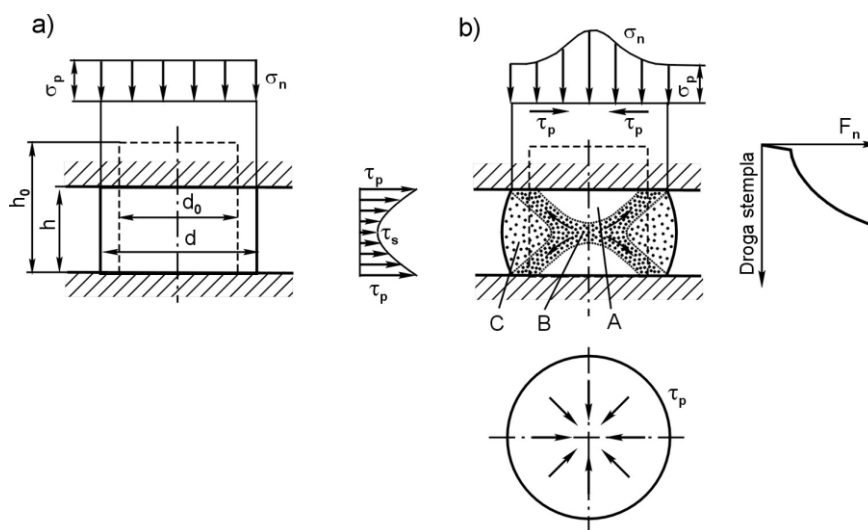
Obr. 42: Schematické znázornění geometrie tělesa před a po pěchování a deformační zóny [9].

Obr. 43 ukazuje deformovaný vzorek jednoosou kompresí, který je rozdělen do 3 oblastí. Na obr. 43a jsou znázorněné oblasti deformace, oblasti 1, 2 a 3 znázorňují oblast malé deformace, oblast velké deformace a oblast střední deformace. Obr. 43b znázorňuje jednotlivé typy deformace rozdělené do barevných obrysů, z těchto obrysů vyplývá, že deformace je opět rozdělena do tří oblastí. Oblasti na obr. 43b jsou označeny 1', 2' a 3', které odpovídají oblastem 1, 2 a 3 na obr. 43a [9].



Obr. 43: (a) Teoretická analýza deformačních oblastí (b) simulované ekvivalentní plastické přetvoření [10].

Velikost pnutí a přetvoření v deformovaném vzorku během pýchování závisí hlavně na třecích podmínkách v kontaktních plochách. V důsledku působení normálových napětí σ_n produkovaných externím zatížením, v dotykové ploše vznikají tangenciální třecí napětí τ_p , které směřují do středu vzorku. Napětí v závislosti na koeficientu tření μ , brání bočnímu toku materiálu. Tvar a zakřivení deformovaného vzorku tedy závisí hlavně na koeficientu tření μ v kontaktní ploše. Při pýchování v plochých čistých maticích, kdy má koeficient tření hodnoty $\mu = 0$, lze tedy předpokládat, že proces je bez tření a v materiálu vznikne lineární jednoosý stav napětí (obr. 44a). Normálové napětí σ_n (vzhledem k tomu, že nedochází k deformačnímu odporu) se rovná proudovému napětí σ_p , takže $\sigma_n = \sigma_p$, což umožňuje rovnoměrnou deformaci objemu v každé fázi stlačení [9,10].



Obr. 44: Vliv třecích a napěťových podmínek na zkušební vzorek (a) Proces bez tření ($\mu = 0$) (b) proces s třením ($\mu > 0$) při pýchování dochází k nerovnoměrné deformaci [10].

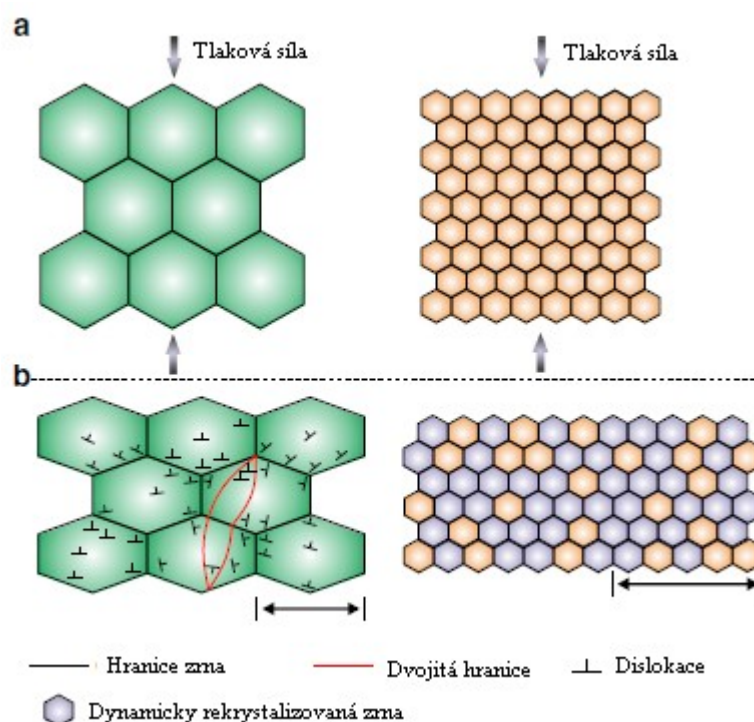
Pokud je koeficient tření $\mu > 0$, dojde ke vzniku tříosého stavu napětí v deformovaném vzorku, liší se v různých oblastech vzorku, v závislosti na poměru l_0/d_0 , který způsobuje nerovnoměrnou deformaci. Při změně tvaru vzorku během pýchování ($h_0/d_0 = 1$) vzniká v celém vzorku tříosý stav napětí, což způsobuje deformaci celého vzorku. V podélném řezu zpýchovaného vzorku lze rozlišit tři deformační zóny, obr. 44b. Zóna A, která je ovlivněna plochou pýchovacího zařízení, podléhá nejvyšší deformaci v důsledku působení třecích sil pod povrchem vzorku, které brání bočnímu toku materiálu. V zóně B dochází k největší deformaci a to jak v axiálním, tak v radiálním směru. Zóna C je oblast střední deformace [9,10].

Nerovnoměrnost deformace během pýchování nepříznivě ovlivňuje kvalitu dílu. Při

deformaci za studena v deformovaném vzorku dochází k nerovnoměrnému vytvrzení, což způsobuje nerovnoměrné mechanické a provozní vlastnosti. Velká nerovnoměrnost vede k nižší tažnosti [9,10].

6.3.2 Vliv velikosti zrna na zkoušku pěchování

Během zkoušky pěchování za studena dochází v deformovaném zkušebním tělese k plastické deformaci převážně dislokačním skluzem uvnitř jednotlivých zrn. Průběh deformace závisí na struktuře materiálu a převážně na velikosti zrna. Pro hrubozrnný materiál probíhá deformace převážně dislokačním skluzem a dvojčatěním uvnitř jednotlivých zrn. Tímto oslabením matrice a aktivací intragranulární deformace dochází k lepší tvářitelnosti materiálu. Zatímco u jemnozrnných materiálů probíhá plastická deformace převážně dislokačními pokluzy po hranicích zrn, které vedou k rotaci zrn, a dynamické rekrytalizaci při pokojové teplotě, obr. 45 [11].



Obr. 45: Režim deformace v hrubozrnném a jemnozrnném materiálu, schematické znázornění mikrostruktury a) před a b) po pěchování za studena. Dominantní je intragranulární dislokační skluz v hrubozrnné mikrostruktuře a intergranulární mechanismy (pokluzy podél hranic zrn, které jsou akomodovány rotací zrna a dynamickou rekrytalizací) v jemnozrnné mikrostruktuře. Úsečky měřítka pro hrubozrnné a jemnozrnné mikrostrukтуры označují 80 a 5 μm [11].

7 Experimentální část

Experimentální studium bylo provedeno na vzorcích válcovaných drátů oceli značky 32CrB4 průměru \varnothing 8,0 mm z tavby T50272 a 13,0 mm z tavby T52044 a oceli značky 42CrMo4 průměru \varnothing 13,0 mm z tavby T31442 a 16,5 mm z tavby T50526. Chemické složení jednotlivých taveb je uvedeno v následující tab. 1, 2.

Tabulka 1: Chemické složení taveb oceli 32CrB4, hm. %

	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al
T50272	0,321	0,770	0,103	0,011	0,006	0,010	0,030	0,960	0,010	0,005	0,032	0,034
T52044	0,320	0,760	0,089	0,011	0,006	0,040	0,030	0,950	0,008	0,006	0,032	0,038

W	Nb	B	N	As	Sn	Co	Sb	Zr	Pb	Zn	Mg
0,0100	0,0020	0,0025	0,0056	0,0010	0,0030	0,0030	0,0010	0,0020	0,0010	0,0010	0,0003
0,0100	0,0010	0,0026	0,0054	0,0020	0,0040	0,0060	0,0010	0,0020	0,0010	0,0010	0,0002

Tabulka 2: Chemické složení taveb oceli 42CrMo4, hm. %

	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al
T31422	0,417	0,780	0,251	0,012	0,007	0,030	0,050	1,030	0,194	0,006	0,001	0,025
T50526	0,414	0,800	0,192	0,015	0,010	0,020	0,030	1,040	0,189	0,005	0,001	0,027

W	Nb	B	N	As	Sn	Co	Sb	Zr	Pb	Zn	Mg
0,0100	0,0020	0,0004	0,0078	0,0020	0,0040	0,0040	0,0010	0,0020	0,0010	0,0010	0,0002
0,0100	0,0010	0,0004	0,0088	0,001	0,003	0,004	0,001	0,002	0,0010	0,001	0,0002

Metalografické hodnocení bylo provedeno na příčných a podélných řezech, které byly zalisovány do bakelitu. Vzorky byly vybroušeny a vyleštěny v AbraPlan-20, AbraPol-20 a následně doleštěny na diamantových pastách až do zrnitosti 1 μ m. Mikrostrukturní analýza vzorků byla provedena po jejich naleptání v leptadle 2% Nital. Metalografický rozbor byl proveden na světelném mikroskopu Olympus GX71.

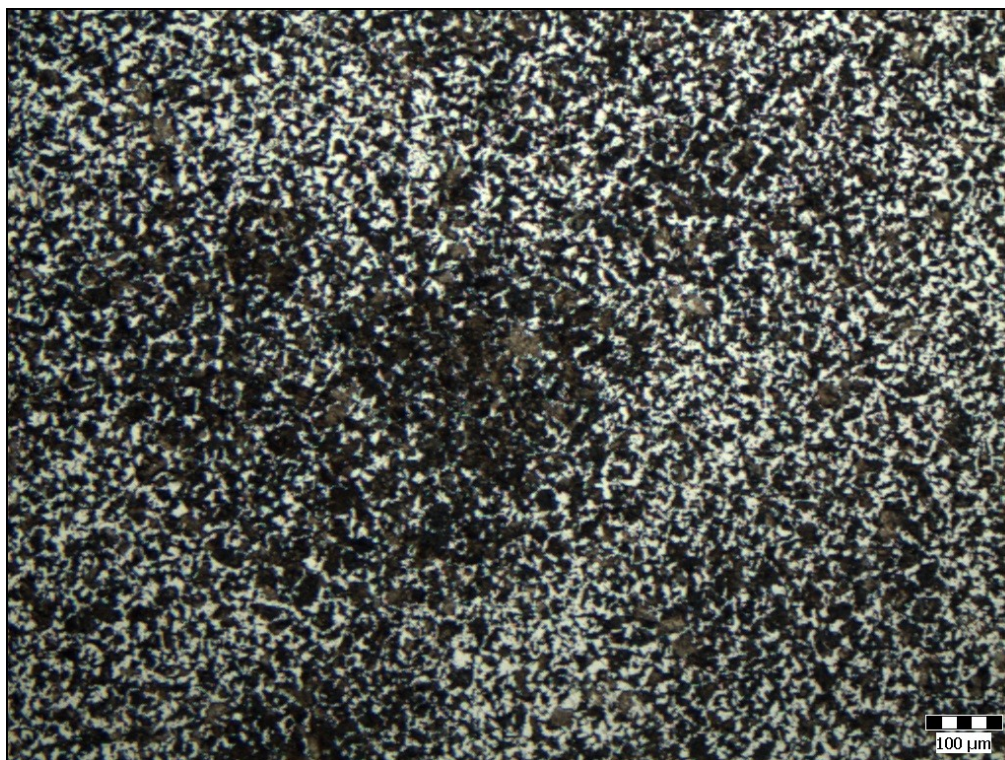
7.1 Metalografické hodnocení válcovaných drátů

7.1.1 Vzorky drátu z oceli 32CrB4

Metalografickým hodnocením příčných řezů vzorku oceli 32CrB4 Ø 13,0 mm byly zjištěny drobné trhliny maximální hloubky 0,020 mm a drobné nerovnosti do maximální hloubky 0,010 mm. Jiné povrchové ani vnitřní vady nebyly zjištěny. Místy bylo po obvodu pozorováno úplné nesouvislé oduhličení do maximální hloubky 0,110 mm, průměrná hloubka oduhličení byla 0,032 mm obr. 46. V mikrostruktuře byly pozorovány středové segregace stupně UL obr. 47.

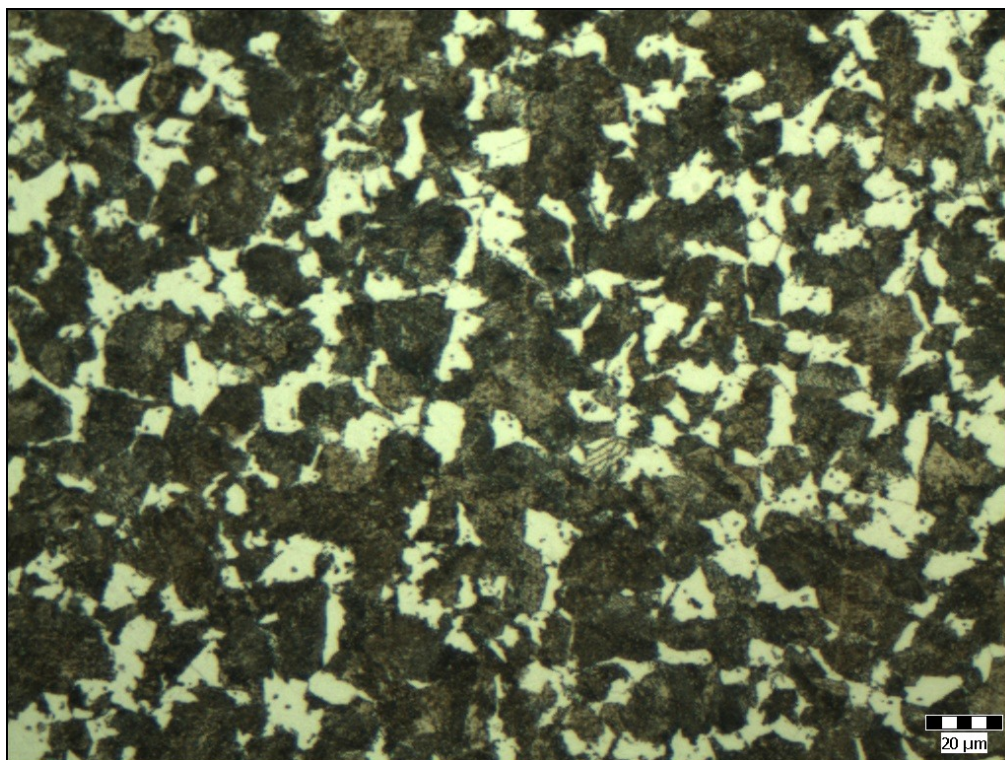


Obr. 46: *Povrchové oduhličení vzorku 32CrB4 Ø 13,0 mm, příčný řez.*



Obr. 47: *Středová segregace vzorku 32CrB4 Ø 13,0 mm, příčný řez.*

Mikrostrukturu vzorku v podélném a příčném směru tvoří ferit a jemný lamelární perlit, místy se zřetelnými lamelami, obr. 48. Velikost feritického zrna byla v povrchové oblasti drobná, ve středové oblasti vzorku zrna středně drobná. Velikost zrna je uvedena číselně informativně dle ČSN EN ISO 643, viz. tab. 3. V podélném vzorku byla pozorována výrazná řádkovitost struktury obr. 49.



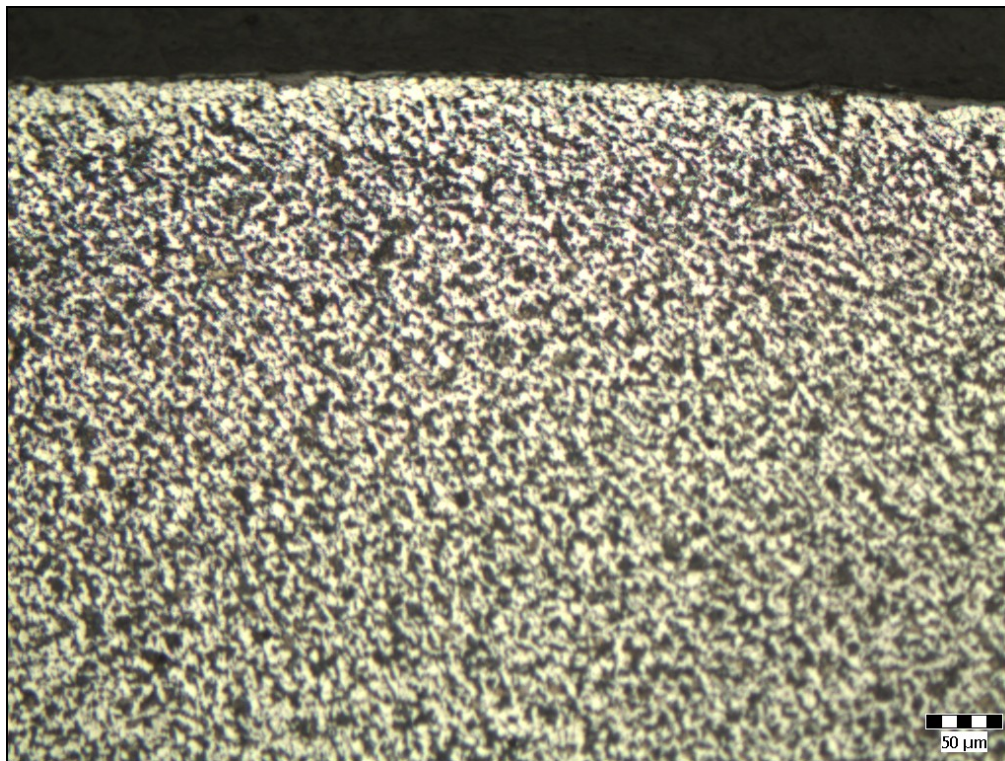
Obr. 48: Mikrostruktura vzorku 32CrB4 Ø 13,0 mm, příčný řez.



Obr. 49: Řádkovitá struktura vzorku 32CrB4 Ø 13,0 mm, podélný řez.

Příčný řez vzorku oceli 32CrB4 Ø 8,0 mm vykázal drobné trhliny maximální hloubky 0,020 mm a drobné nerovnosti do maximální hloubky 0,020 mm. Místy po obvodu zpozorované úplné nesouvislé oduhličení maximální hloubky 0,050 mm, průměrná hloubka

oduhličení byla 0,035 mm obr. 50. V mikrostruktuře byla pozorována středové segregace stupně UL obr. 51.



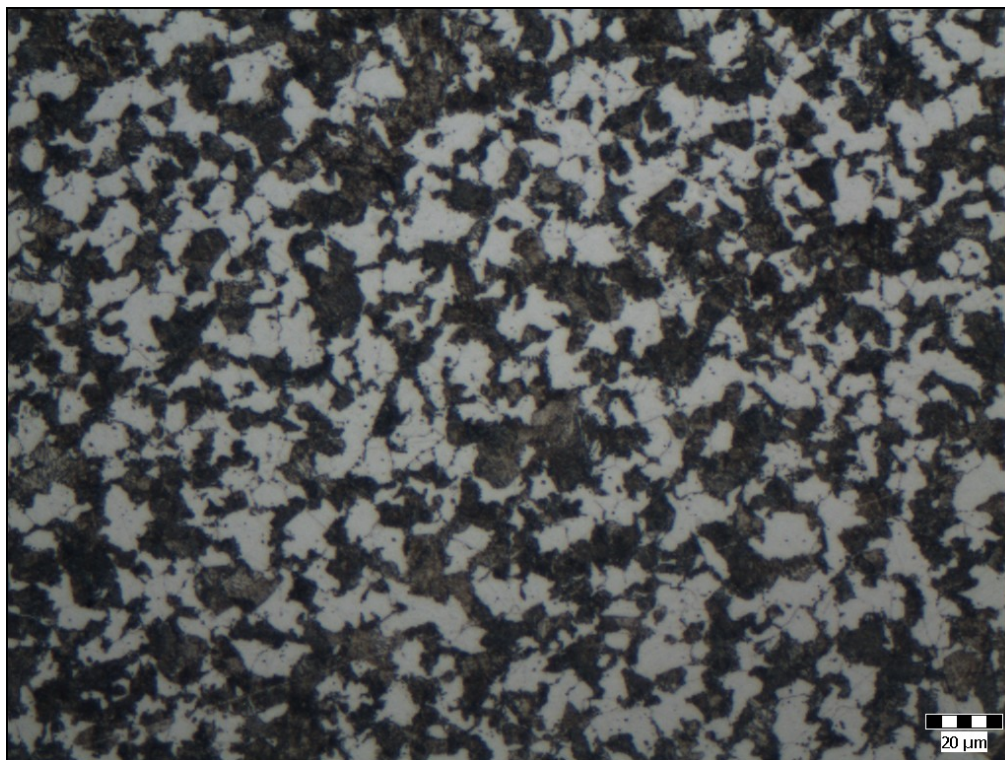
Obr. 50: *Povrchové oduhličení vzorku 32CrB4 Ø 8,0 mm, příčný řez.*



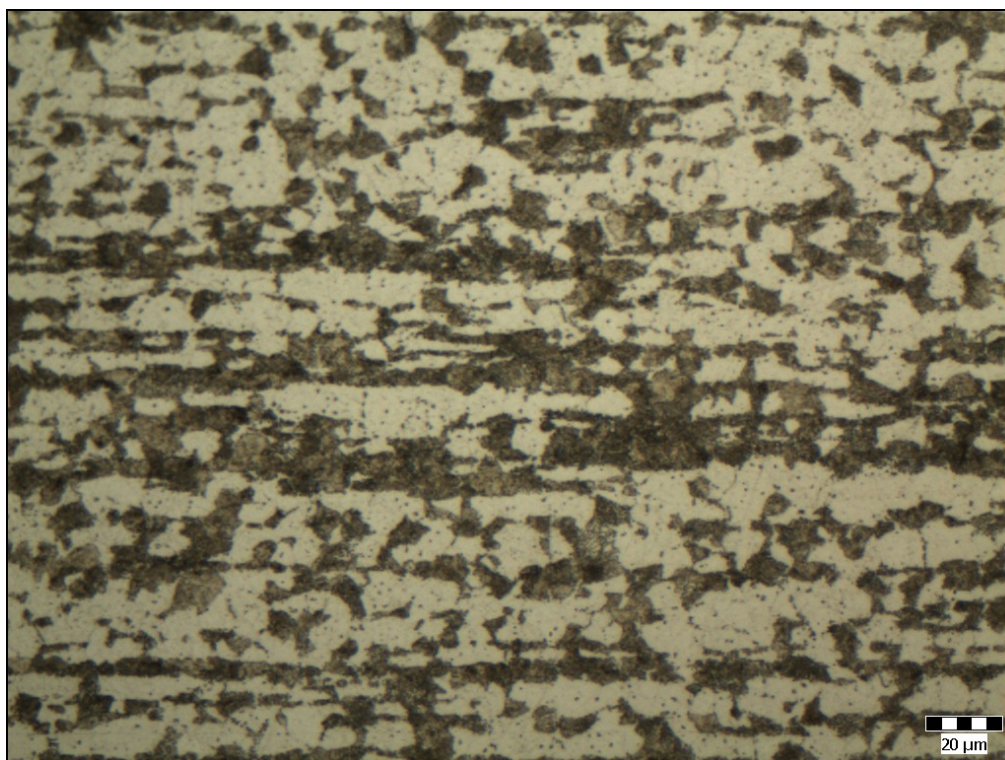
Obr. 51: *Středová segregace vzorku 32CrB4 Ø 8,0 mm, příčný řez.*

Mikrostruktura v podélném a příčném směru je tvořená feritem a jemným lamelárním

perlitem s proměnlivou mezilamelární vzdáleností, obr. 52. Velikost zrna v povrchové oblasti drobná, ve středové středně drobná, viz. tab. 3. V podélném směru vzorku zaznamenána nesouvislá řádkovitá struktura obr. 53.



Obr. 52: Mikrostruktura vzorku 32CrB4 \varnothing 8,0 mm, příčný řez.



Obr. 53: Řádkovitá struktura vzorku 32CrB4 \varnothing 8,0 mm, podélný řez.

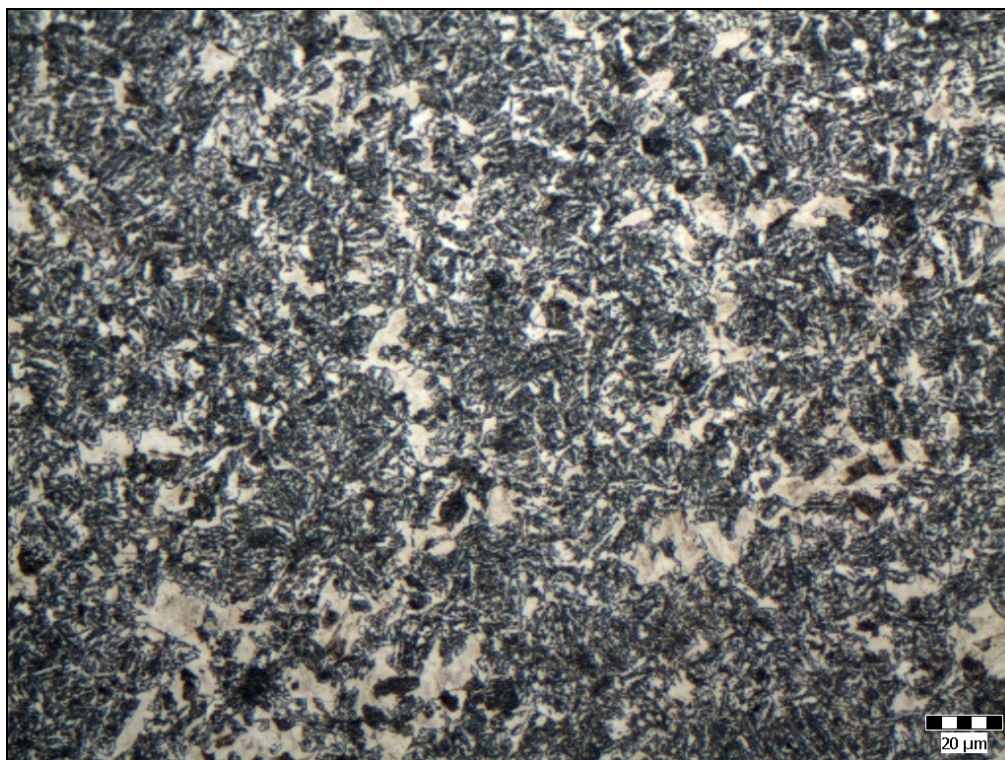
7.1.2 Vzorky drátu z oceli 42CrMo4

Metalografickým hodnocením příčného vzorku oceli 42CrMo4 Ø 13,0 mm byly zjištěny po obvodu korozní dolíky do maximální hloubky 0,070 mm, drobné trhliny do maximální hloubky 0,060 mm a šupina 0,030 mm. Místy po obvodu bylo pozorováno úplné nesouvislé oduhličení maximální hloubky 0,320 mm, průměrné oduhličení mělo hloubku 0,167 mm obr. 54. V mikrostruktuře byla pozorována středové segregace stupně UL.



Obr. 54: *Povrchové oduhličení vzorku 42CrMo4 Ø 13,0 mm, příčný řez.*

Strukturu v podélném a příčném směru tvoří nehomogenní směsná základná struktura tvořená bainitem a ostrůvky martenzitu, obr. 55. V podélném směru vzorku byla zaznamenána nesouvislá řádkovitost struktury, obr. 56.



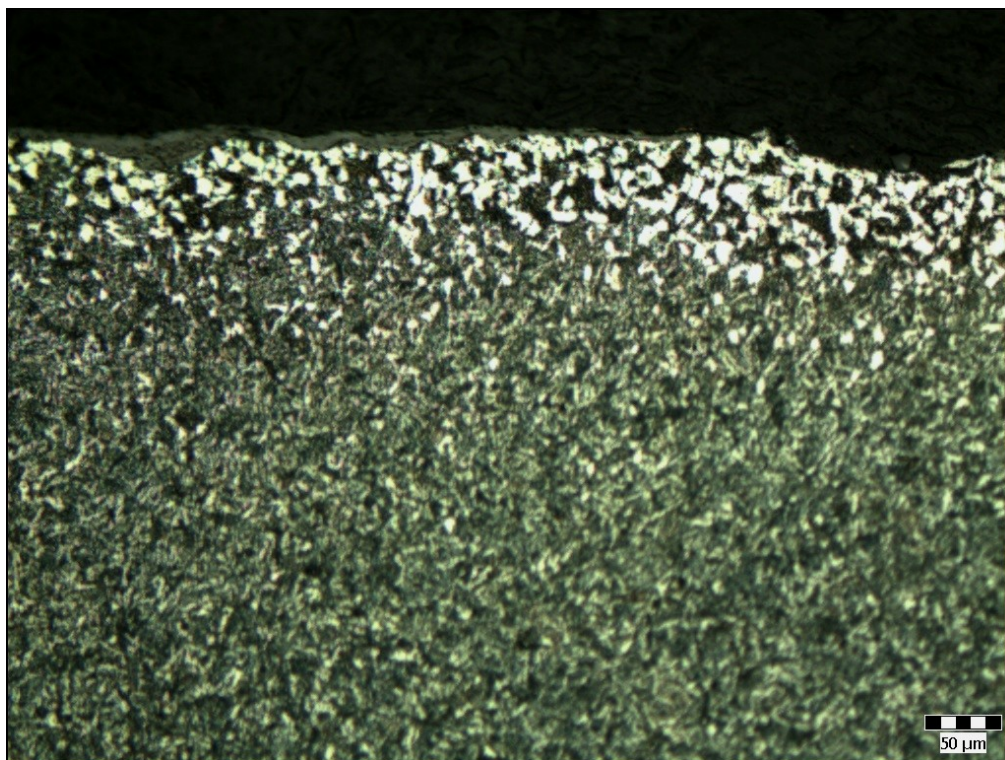
Obr. 55: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 Ø 13,0 mm, příčný řez.



Obr. 56: Řádkovitá struktura vzorku, podélný řez.

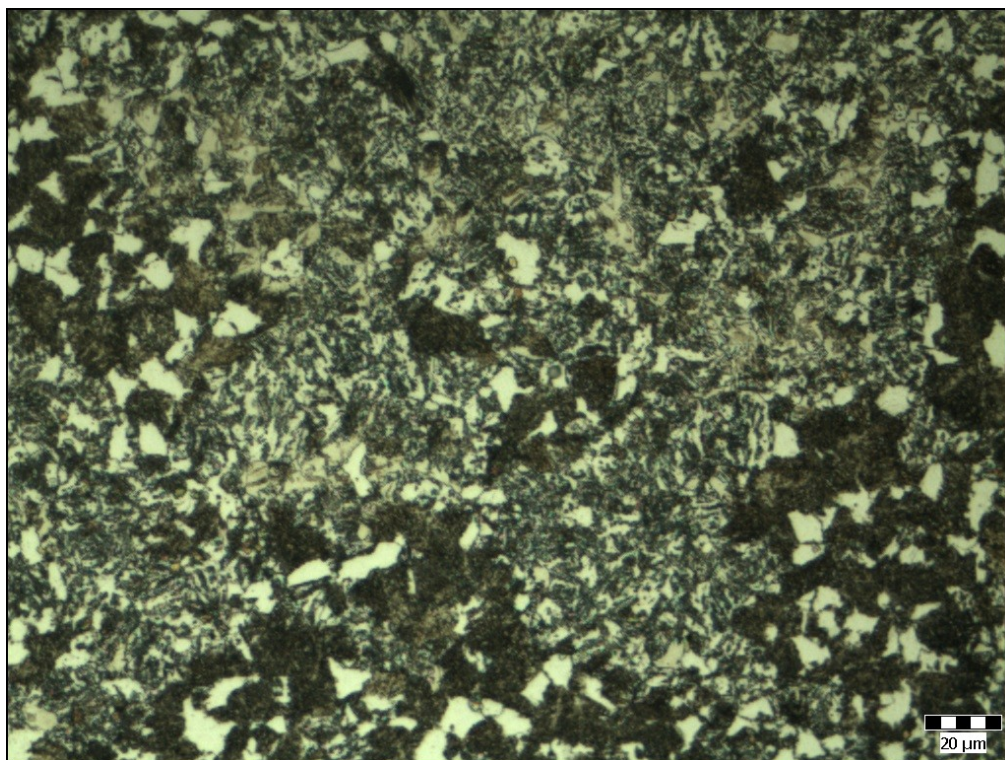
Na příčném řezu oceli 42CrMo4 Ø 16,5 mm byly zjištěny nerovnosti maximální hloubky 0,030 mm, korozní dolíky maximální hloubky 0,040 mm, drobné trhliny maximální hloubky 0,050 mm a šupina hloubky 0,040 mm. Po obvodu bylo zjištěno nesouvislé úplné

oduhličení maximální hloubky 0,130 mm, průměrná hloubka oduhličení je 0,100 mm, obr. 57. V mikrostruktuře byla pozorována středová segregace stupně UL.

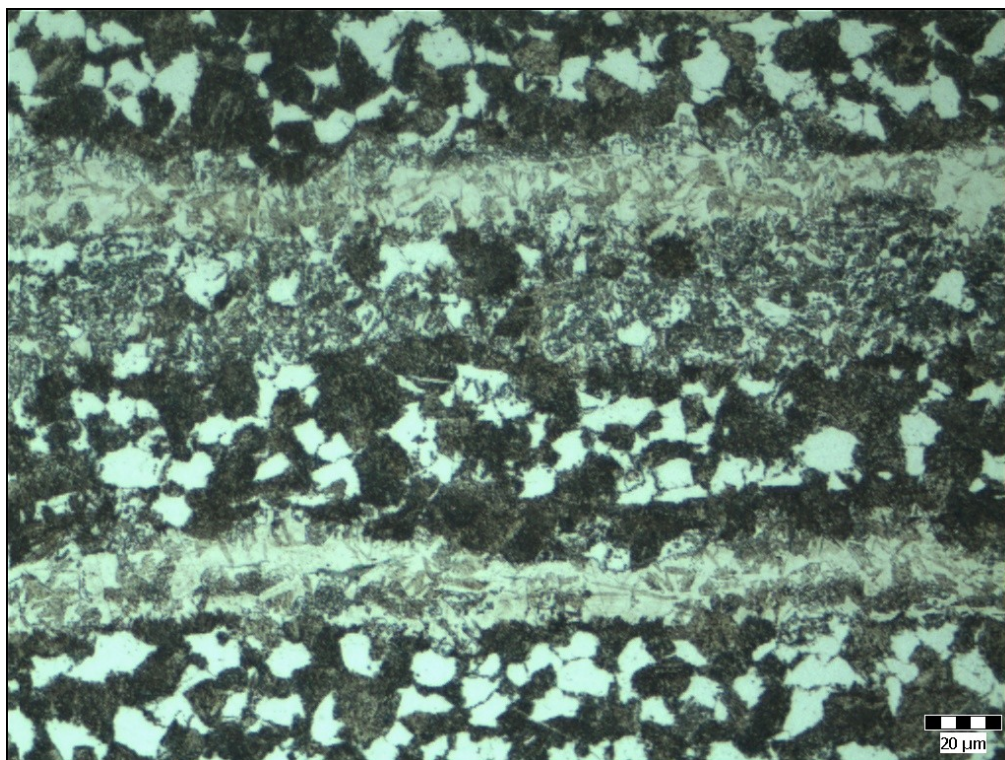


Obr. 57: *Povrchové oduhličení vzorku 42CrMo4 Ø 16,50 mm, příčný řez.*

Strukturu v podélném a příčném směru tvoří nehomogenní směsná struktura tvořená bainitem, feritem a perlitem. Po průřezu byly zjištěny náznaky widmenstatova feritu. Směrem ke středové oblasti byly pozorovány zřetelné ostrůvky lamelárního perlitu, obr. 58. V podélném směru vzorku byla zaznamenána velká řádkovitost struktury, obr. 59.



Obr. 58: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 Ø 16,50 mm, příčný řez.



Obr. 59: Řádkovitá struktura vzorku, podélný řez.

Tabulka 3: Velikost feritického zrna válcovaných drátů jednotlivých ocelí

vzorek	velikost zrna dle ČSN EN ISO 643	
	zrno u povrchu	zrno střed
32CrB4 Ø 13 mm	9	8/9
32CrB4 Ø 8 mm	9	8

Mikrotvrдость válcovaných drátů byla měřena na příčných řezech připravených vzorků zalisovaných do bakelitu. V každém vzorku bylo provedeno 13 vtisků, průběh v jedné řadě od povrchu přibližně přes střed drátu, vzdálenost mezi vtisky 0,90 mm. Výsledky měření jsou uvedeny v následující tab. 4. Následující obr. 60 znázorňuje průběh tvrdosti přes průřez jednotlivých vzorků.

Tabulka 4: Výsledky mikrotvrlosti válcovaných drátů

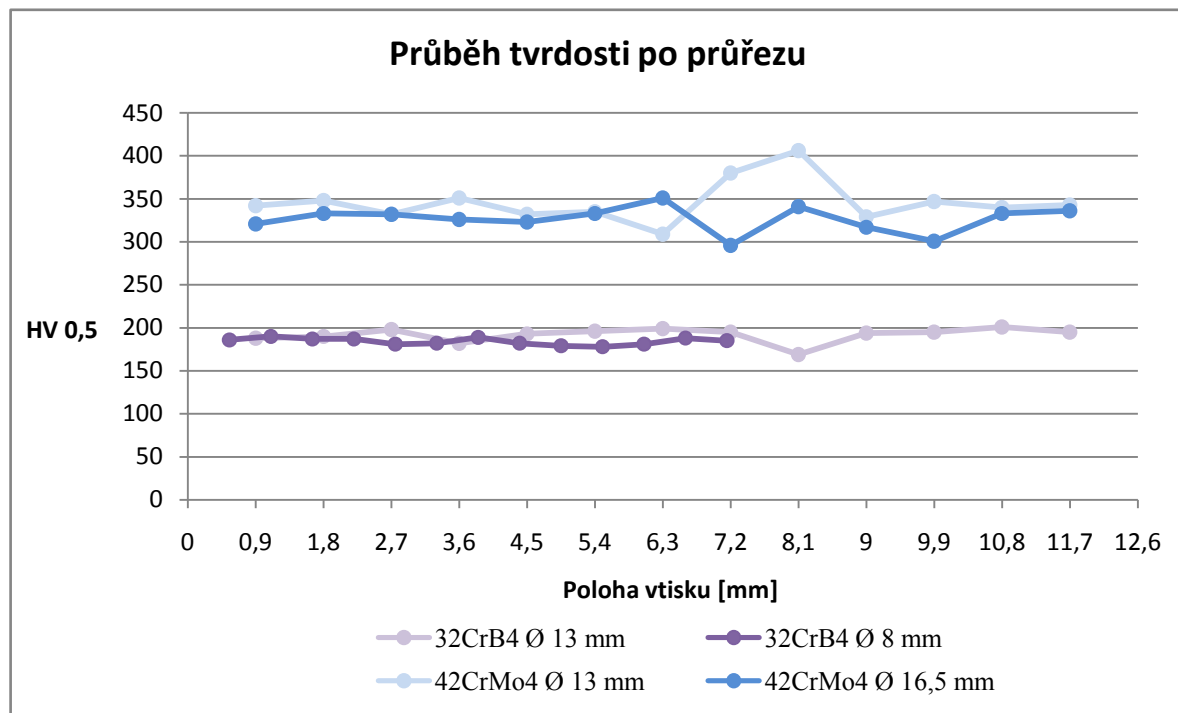
vzorek	HV0,5 str.	ΔHV0,5
32CrB4 Ø 13 mm	192	32
42CrMo4 Ø 13 mm	346	97
42CrMo4 Ø 16 mm	326	55

Poznámka: ΔHV0,5 – standardní odchylka

Ve válcovaném drátu oceli 32CrB4 Ø 8 mm bylo provedeno 13 vtisků, průběh v jedné řadě od povrchu přibližně přes střed drátu, vzdálenost mezi vtisky 0,55 mm. Výsledky měření jsou uvedeny v následující tab. 5.

Tabulka 5: Mikrotvrдость vzorku 32CrB4 Ø 8 mm

vzorek	HV0,5str.	ΔHV0,5
32CrB4 Ø 8 mm	184	11



Obr. 60: Průběh mikrotvrdosti po průřezu válcovaných drátů.

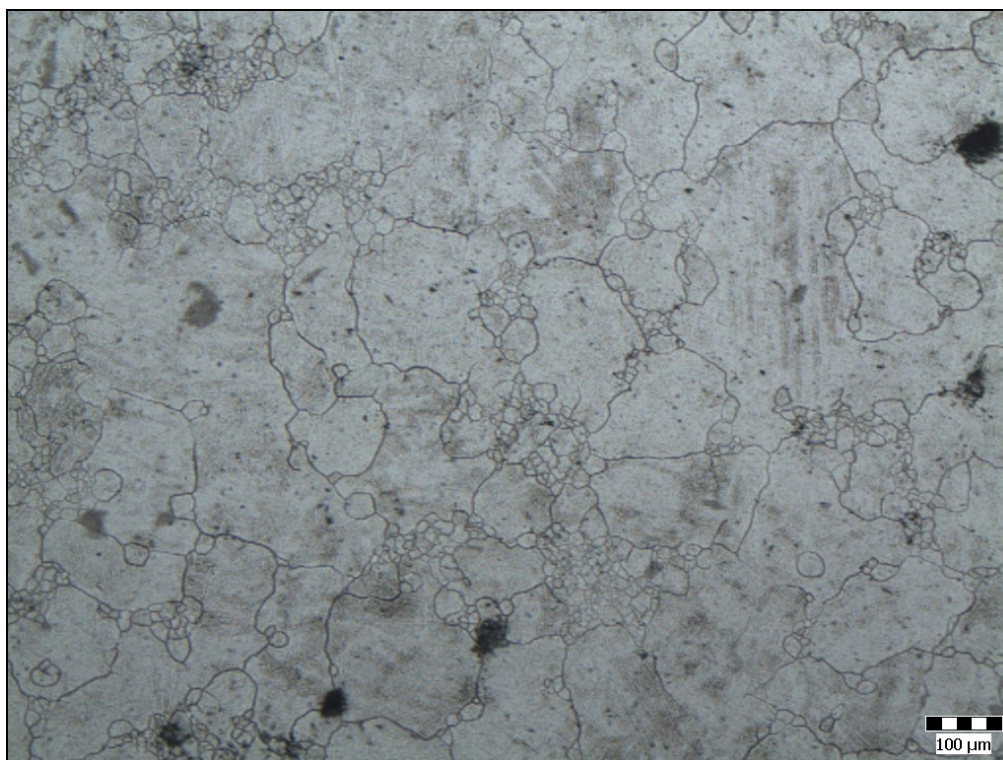
Na válcovaných drátech byla stanovena původní velikost austenitického zrna. Ke zviditelnění hranic zrn byla použita oxidační metoda bez ochranné atmosféry. Ohřev zkušebních vzorků byl proveden v laboratorní peci na teplotě 910°C, po dobu 3 hodin s následným rychlým ochlazením do vody. Postupným leštěním a leptáním vzorků v 15 % roztoku HCl v etylalkoholu došlo ke zviditelnění hranic zrn. Na obr. 61 - 65 je zviditelněno původní austenitické zrno v jednotlivých válcovaných drátech. Výsledky hodnocení původního austenitického zrna jsou uvedeny v tab. 6.

Tabulka 6: Velikost původního austenitického zrna jednotlivých drátů stanovená oxidační metodou

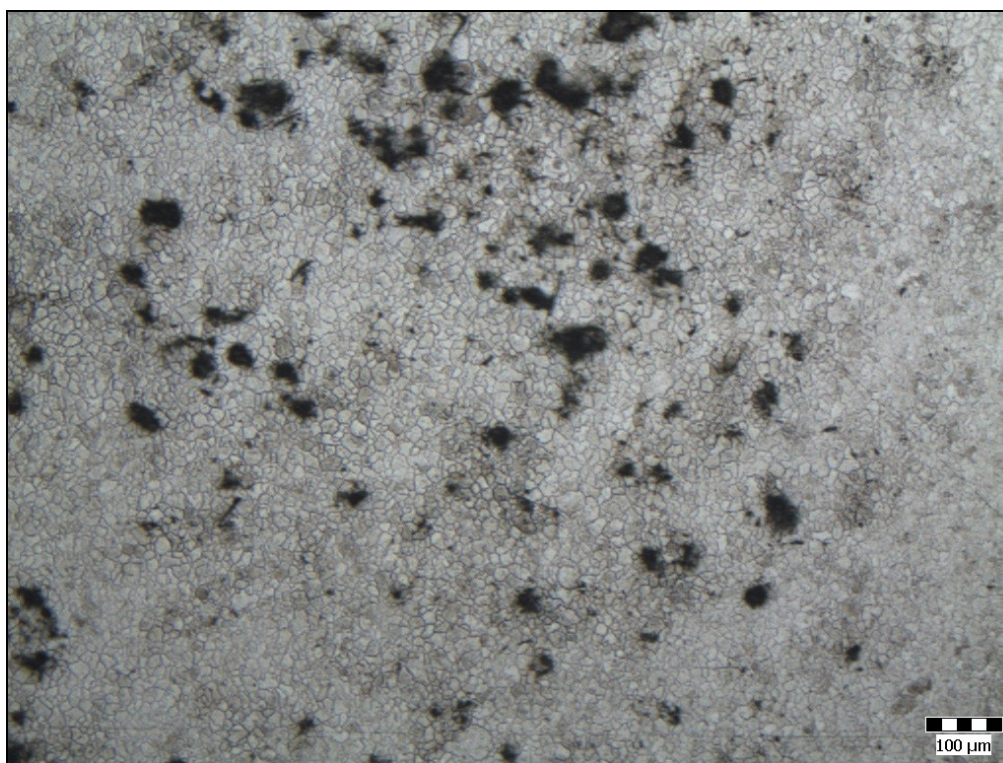
vzorek	velikost zrna dle ČSN EN ISO 643
32CrB4 Ø 13 mm	Ve středové oblasti 8 povrch 2 oj. 3
32CrB4 Ø 8 mm	2/1 oj. 8
42CrMo4 Ø 16,5 mm	7/6 oj. 4/5
42CrMo4 Ø 13 mm	7/6 oj. 3

Původní austenitické zrno v oceli 32CrB4 vykazovalo velké rozdíly. U Ø 8 mm byla zjištěna celková nerovnoměrnost velikosti zrna po celém průřezu, zatím co u Ø 13 mm bylo zrno ve středové oblasti středně drobné, v povrchové oblasti převážně hrubé viz obr. 62, 63. V oceli 42CrMo4 je velikost austenitického zrna po průřezu rovnoměrnější převážně velikosti

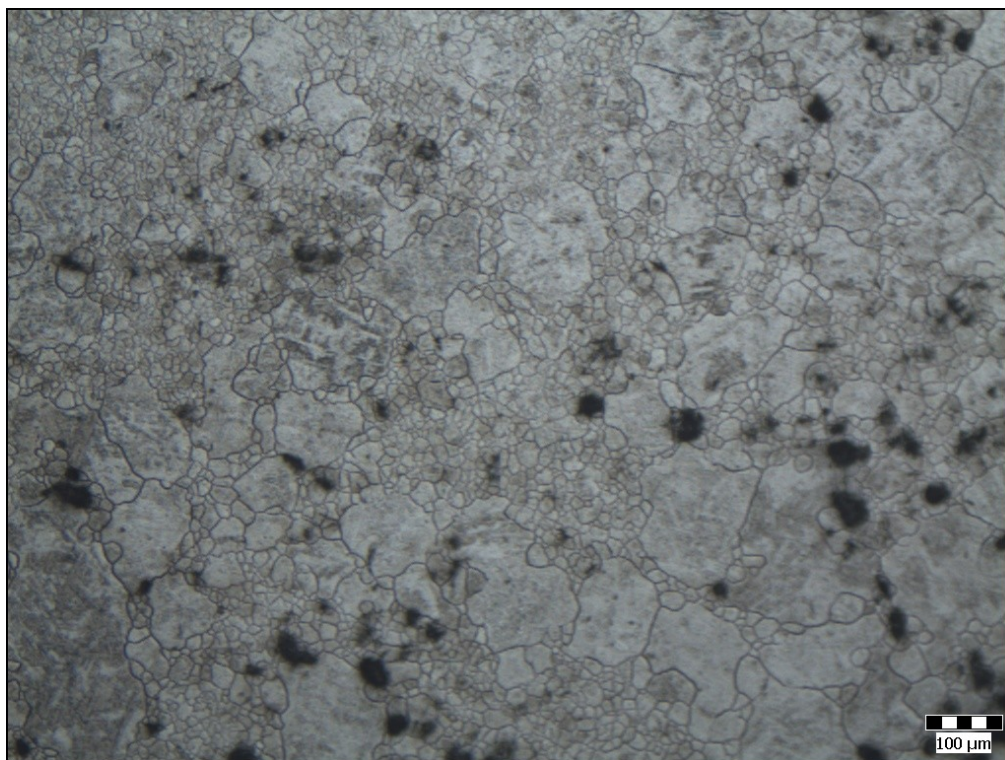
středně drobné, drobné s ojedinělým výskytem větších zrn.



Obr. 61: *Původní austenitické zrno oceli 32CrB4 Ø 8,0 mm.*



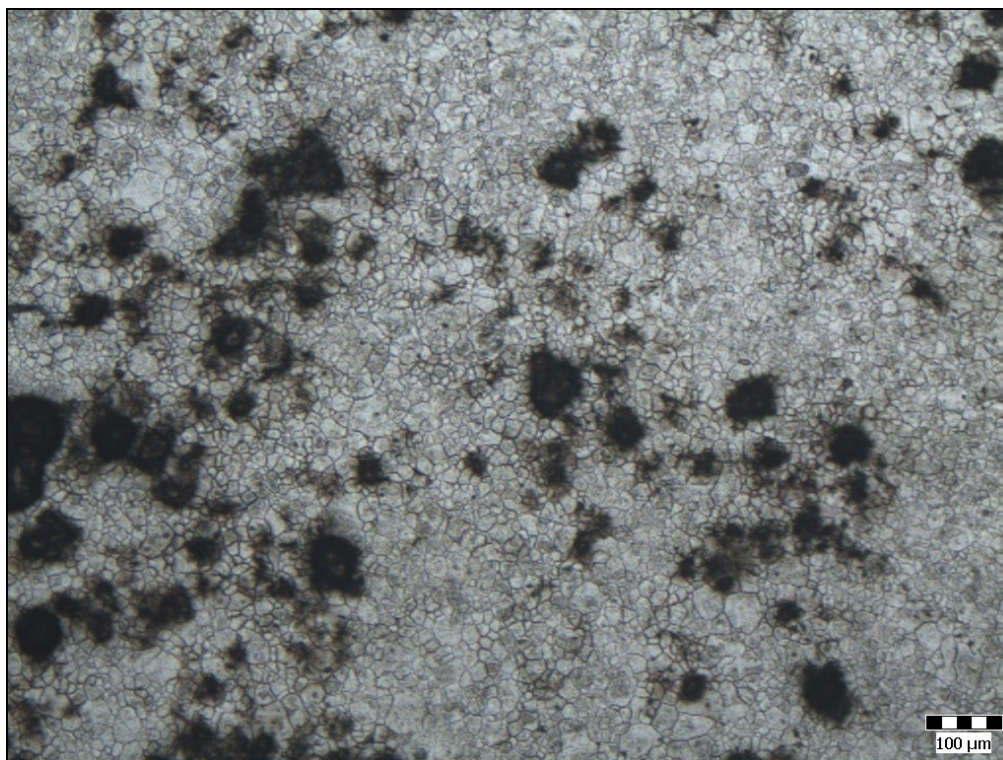
Obr. 62: *Původní austenitické zrno oceli 32CrB4 Ø 13,0 mm ve středové oblasti.*



Obr. 63: *Původní austenitické zrno oceli 32CrB4 Ø 13,0 mm v povrchové oblasti.*



Obr. 64: *Původní austenitické zrno oceli 42CrB4 Ø 13,0 mm.*



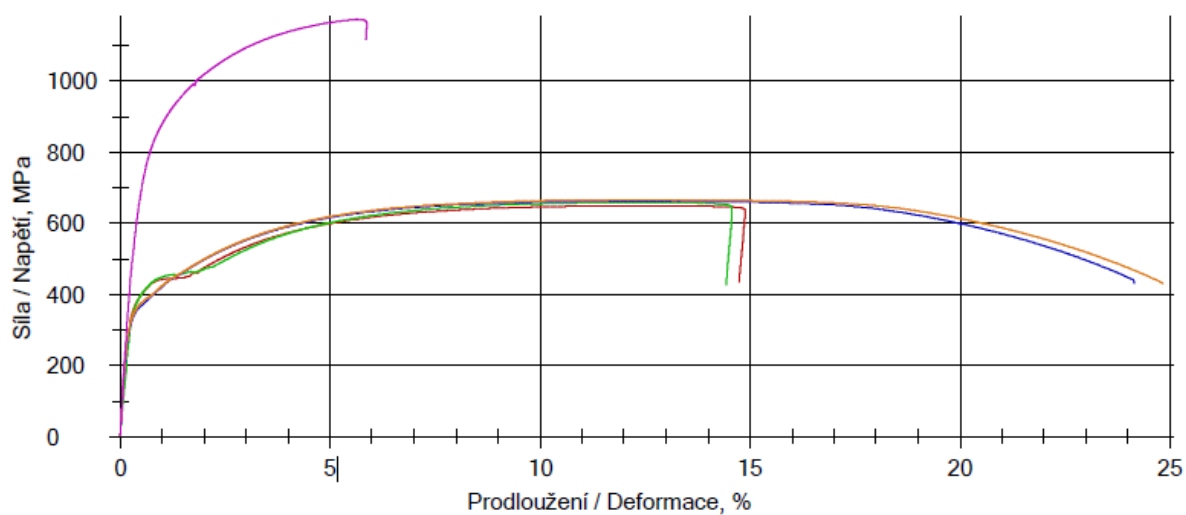
Obr. 65: *Původní austenitické zrna oceli 42CrB4 Ø 16,5 mm.*

7.2 Tahové zkoušky válcovaných drátů

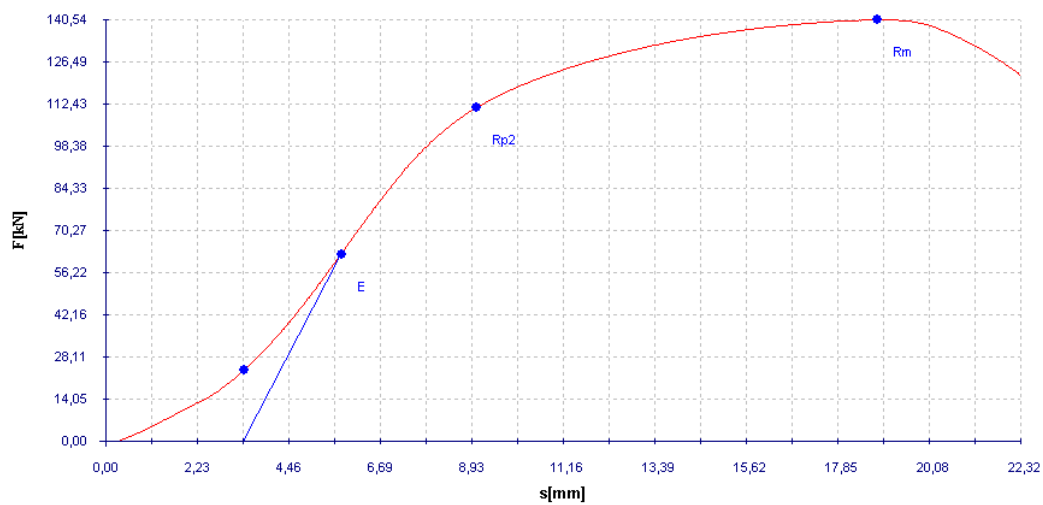
Na válcovaných drátech byla provedena zkouška tahem podle ČSN EN ISO 6892-1 [15]. Z každé oceli byly odebrány dva vzorky délky 30 cm. Výsledky tahové zkoušky jsou v následující tab. 7.

Tabulka 7: Výsledky tahových zkoušek válcovaných drátů

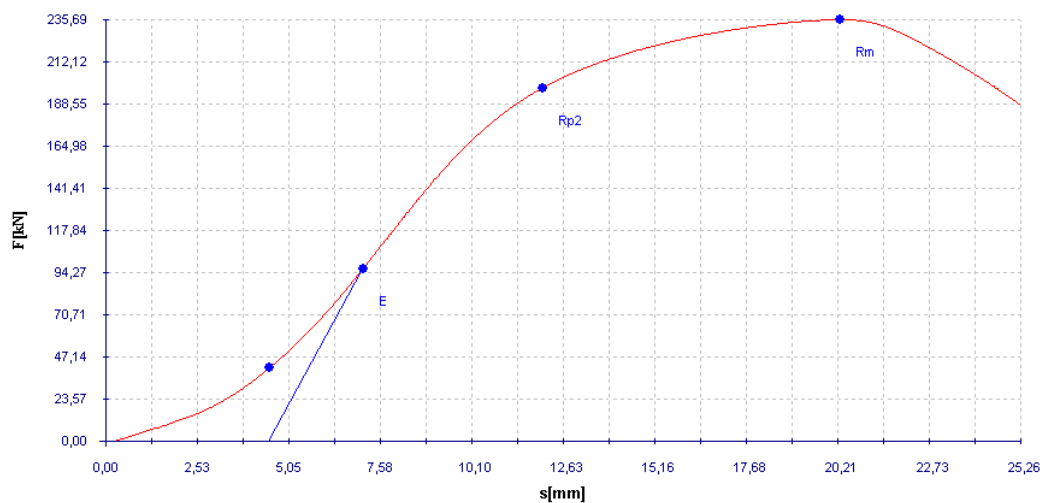
ocel	vzorek	R _m [MPa]	F _m [N]	R _{p0,001} [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	Z [%]	dZ [mm]	A ₁₀₀ [%]	l _A [mm]
32CrB4 Ø 13 mm	1	662	87876	654	353	68,29	7,36	23,80	123,8
32CrB4 Ø 13 mm	2	665	88322	658	359	37,99	7,40	23,20	123,2
32CrB ₄ Ø 8 mm	1	649	32633	651	387	67,71	4,54	18,80	118,8
32CrB ₄ Ø 8 mm	2	659	33115	656	400	70,00	4,39	22,00	122,0
42CrMo4 Ø 16,5 mm	1	1096	235687	1096	924	43,23	12,47	11,50	111,5
42CrMo4 Ø 16,5 mm	2	1103	235641	1088	907	47,23	12,07	11,80	111,8
42CrMo4 Ø 13 mm	1	1170	155746	1139	733	20,84	11,74	9,70	109,7
42CrMo4 Ø 13 mm	2	1059	140542	990	837	40,28	10,39	10,60	110,6



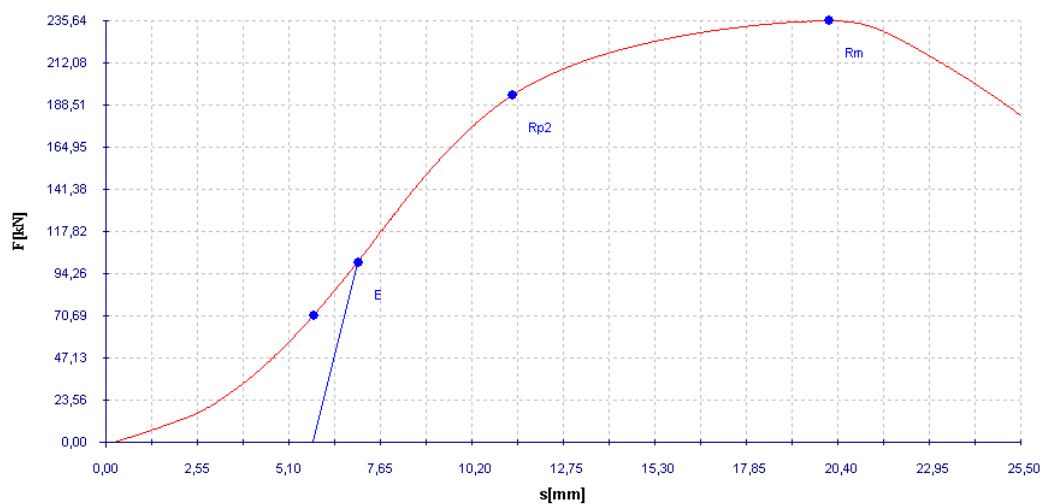
Obr. 66: Průběh tahové zkoušky ocel 32CrB4: zelená a červená křivka $\varnothing 8,0$ mm, oranžová a modrá $\varnothing 13,0$ mm, ocel 42CrMo4 $\varnothing 13$ mm fialová křivka.



Obr. 67: Průběh tahové zkoušky oceli 42CrMo4 $\varnothing 13$ mm



Obr. 68: *Průběh tahové zkoušky oceli 42CrMo4 Ø 16,5 mm*



Obr. 69: *Průběh tahové zkoušky oceli 42CrMo4 Ø 16,5 mm*

Po tahové zkoušce byl lom u všech vzorků číškový, u některých vzorků s menší stejnorodostí.

8 Návrh režimů tepelného zpracování drátů – žíhání na měkko

V příručce ASM Principles of Heat Treating [12] se uvádí dvě možnosti provedení žíhání ocelí na měkko:

- ohřev těsně pod kritickou teplotu A_{c1} po dostatečně dlouhou dobu (obvykle se uvádí 10 – 25 hod.) a následné pomalé vychlazení.
- cyklování pod a nad teplotou A_{c1} .

Dráty z oceli 32CrB4

Teplota $A_{c1} = 753\text{ °C}$ - dilatometrické stanovení při rychlosti ohřevu 2 °C/min. Při pomalejším ohřevu by bylo možné očekávat pokles této teploty o několik stupňů.

Návrh modifikovaného režimu tepelného zpracování s uplatněním principu střídavého ohřevu nad a pod teplotou A_{c1} :

765 °C / 3 hod./ pomalé ochlazování v peci ($v = 0,2\text{ °C/min.}$) / 725 °C/ 4 hod./ ohřev rychlostí $v = 5\text{ °C/min.}$ / 755 °C/ 3 hod./ pomalé ochlazování v peci ($v = 0,2\text{ °C/min.}$) / 700 °C/ 5 hod./ vychlazení v peci).

Dráty z oceli 42CrMo4

Experimentální výsledky stanovení teploty A_{c1} nejsou k dispozici. V materiálovém listě oceli 15 142 (ekvivalent oceli 42CrMo4) se uvádí: $A_{c1} \approx 750\text{ °C}$. V jiných dostupných zdrojích se uvádí teplota $A_{c1} \approx 740\text{ °C}$.

V materiálovém listě oceli 15142 je pro žíhání na měkko uveden následující interval teplot: 740 – 700 °C. V literatuře je možné rovněž najít mírně modifikovaný interval teplot žíhání na měkko: 720 – 680 °C.

Návrh modifikovaného režimu tepelného zpracování s uplatněním principu střídavého ohřevu nad a pod teplotou A_{c1} :

760 °C / 3 hod. / pomalé ochlazování v peci ($v = 0,2\text{ °C/min.}$) / 720 °C/ 4 hod. / ohřev rychlostí $v = 5\text{ °C/min.}$ / 750 °C / 3 hod. / pomalé ochlazování v peci ($v = 0,2\text{ °C/min.}$) / 690 °C / 6 hod./ vychlazení v peci.

Cílem navržených režimů sferoidizačního tepelného zpracování je ověřit, zda opakované cyklování nad a pod teplotou A_{c1} ovlivní běžně dosahovaný stupeň sferoidizace

cementitu v perlitu, pevnostní úroveň a tvrdost drátů z ocelí 32CrMoB4 a 42CrMo4. Pro hodnocení vlivu tepelného zpracování na technologické vlastnosti drátů bude provedena zkouška petchováním za studena. V případě výskytu povrchových vad na petchovaných vzorcích bude pozornost věnována analýze příčin vzniku těchto vad.

Dosažené výsledky budou porovnány s výsledky získanými po žihání drátů ze stejných značek ocelí doposud používanými režimy tepelného zpracování (žihání na měkko). Definice tohoto způsobu žihání ocelí neposkytuje prostor pro výraznou modifikaci režimů. V této souvislosti použití teplotního cyklování nad a pod A_{c1} nabízí možnost posouzení výhodnosti této varianty žihání.

8.1 Žihání válcovaných drátů

Válcované dráty byly žihané v laboratorní peci Clasic s atmosférou N_2 . Vzorky byly žihány na modifikovaný režim žihání a stávající režim žihání viz. tabulky 8, 9. Po řízeném ochlazení do 300°C byly vzorky dochlazeny volně na vzduchu.

Tabulka 8: Modifikovaný režim žihání oceli 32CrB4

32CrB4			
	teplota [°C]	čas [min]	Gradient [°C/min]
ohřev	765	347,7	2,2
výdrž	765	180	0
řízené ochlazení	725	200	0,2
výdrž	725	240	0
ohřev	755	6	5
výdrž	755	180	0
řízené ochlazení	700	275	0,2
výdrž	700	300	0
řízené ochlazení	300	800	0,5

Tabulka 9: Modifikovaný režim žihání oceli 42CrMo4

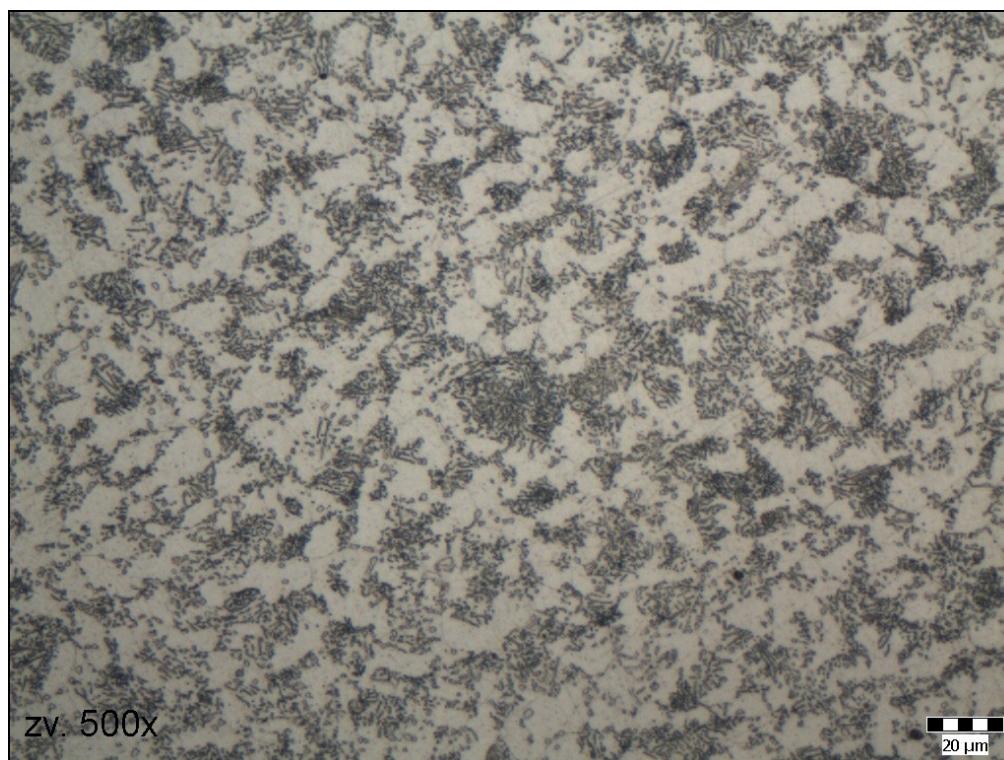
42CrMo4			
	teplota [°C]	čas [min]	Gradient [°C/min]
ohřev	760	345,45	2,2
výdrž	760	180	0
řízené ochlazení	720	200	0,2
výdrž	720	240	0
ohřev	750	2	5
výdrž	750	180	0
řízené ochlazení	690	300	0,2
výdrž	690	360	0
řízené ochlazení	300	780	0,5

8.2 Metalografické hodnocení žíhaných drátů modifikovaným režimem

Po žihání bylo na jednotlivých ocelích provedeno metalografické hodnocení na příčných a podélných řezech. Hodnocení velikosti karbidických globulí CG bylo provedeno dle normy SEP 1520 [13], povrchové oduhličení podle ČSN EN ISO 3887 [14].

8.2.1 Vliv sferoidizačního žihání na dráty z oceli 32CrB4

Metalografickým hodnocením vzorku oceli 32CrB4 Ø 13 mm bylo po obvodu zjištěno povrchové oduhličení maximální hloubky 0,75 mm, průměrné oduhličení mělo hloubky 0,69 mm. Podíl sferoidizovaného perlitu činí 85%. Místy po průřezu byly sledovány shluky lamelárního perlitu, obr. 70. Na podélném řezu bylo zjištěno, že řádkovitost struktury byla zachována, obr. 71. Feritických zrna v povrchové i středové oblasti byla středně drobná viz tab. č. 10.



Obr. 70: Mikrostruktura vzorku 32CrB4 Ø 13,0 mm, příčný řez.



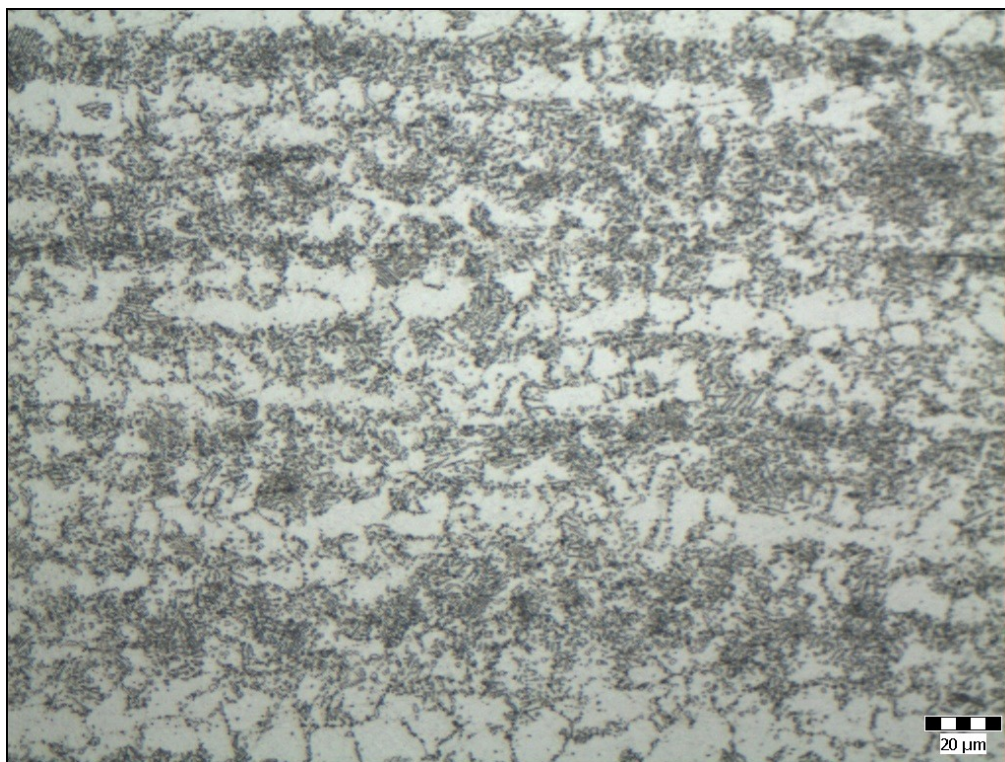
Obr. 71: Řádkovitá struktura vzorku 32CrB4 Ø 13,0 mm, podélný řez.

Ve vzorcích oceli 32CrB4 Ø 8 mm bylo zjištěno povrchové oduhličení do maximální hloubky 0,85 mm, průměrné oduhličení mělo hloubku 0,77 mm. Podíl sferoidizovaného perlitu ve struktuře je 95%. Po průřezu byly zjištěny místy ostrůvky lamelárního perlitu obr.

72. V podélném řezu bylo zjištěné zachování řádkovitého usměrnění struktury, obr. 73. Zrna v povrchové i středové oblasti středně drobná, viz. tab. č. 10.



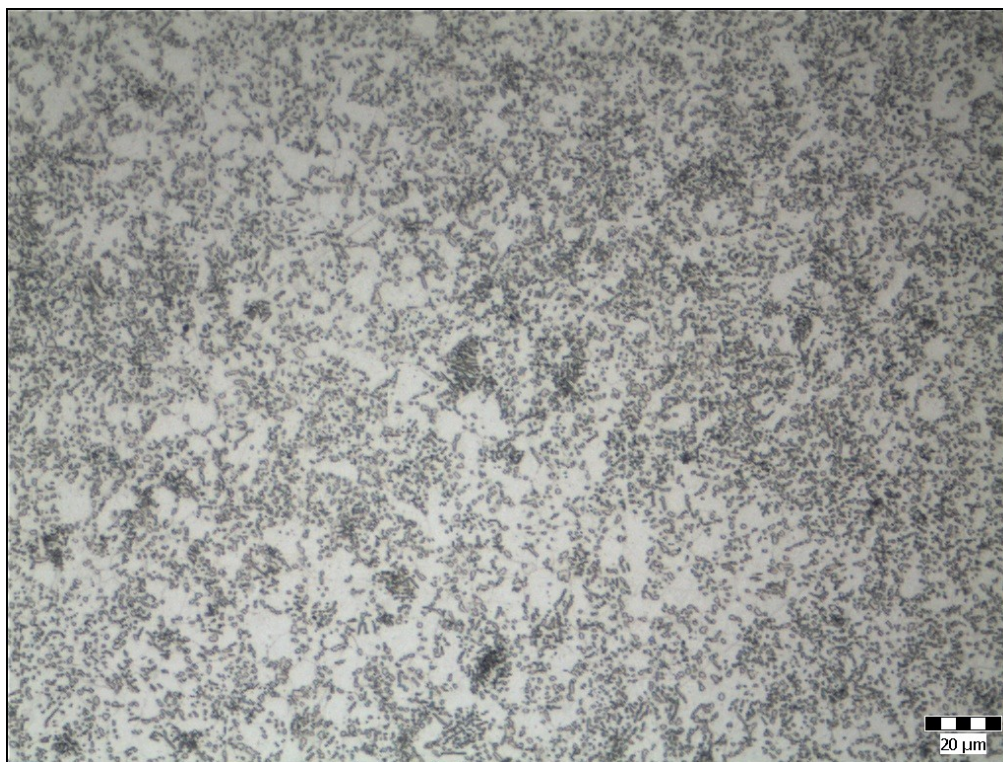
Obr. 72: Mikrostruktura vzorku 32CrB4 Ø 8,0 mm, příčný řez.



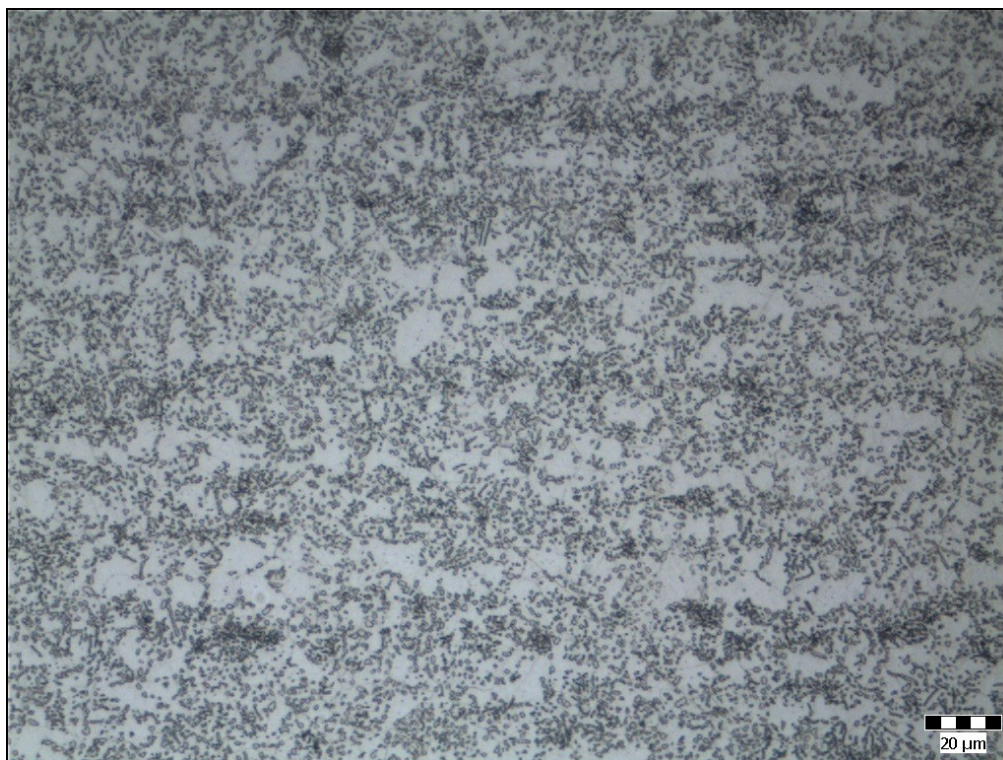
Obr. 73: Řádkovitá struktura vzorku 32CrB4 Ø 8,0 mm, podélný řez.

8.2.2 Vliv sferoidizačního žíhání na dráty z oceli 42CrMo4

Metalografickým hodnocením vzorků drátu z oceli 42CrMo4 o průměru \varnothing 16,50 mm bylo zjištěno povrchové oduhličení do maximální hloubky 0,210 mm, průměrné oduhličení činilo 0,160 mm. Podíl sferoidizovaného perlitu byl 100%. Ojedíněle se v průřezu vyskytovaly ostrůvky lamelárního perlitu, obr. 74. Po průřezu byly zjištěny jemné karbidické globule (úplná sferoidizace) stupně 2.2 místy 2.3. V podélném řezu byla zachována částečná řádkovitost struktury, obr. 75. Zrna v povrchové i středové oblasti byla středně drobná, viz. tab. č. 10.

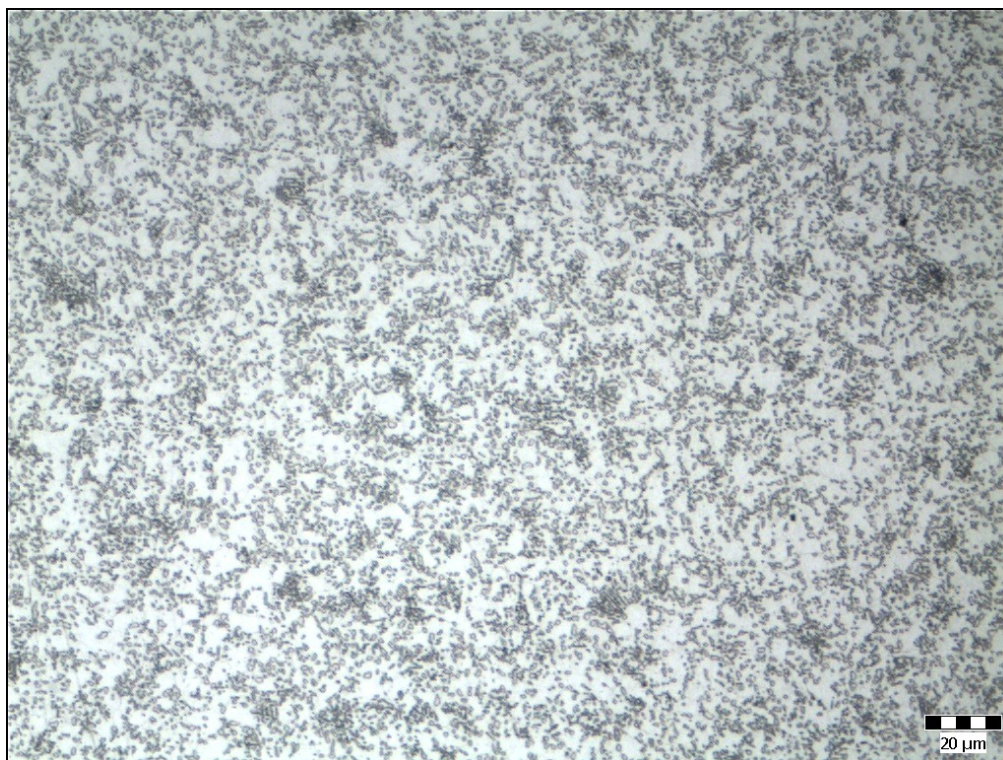


Obr. 74: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 \varnothing 16,50 mm, příčný řez.



Obr. 75: Řádkovitost struktury vzorku 42CrMo4 Ø 16,50 mm, podélný řez.

Vzorky z oceli 42CrMo4 Ø 13,0 mm vykázaly povrchové oduhličení do maximální hloubky 0,22 mm, průměrné oduhličení bylo 0,20 mm. Podíl sferoidizovaného perlitu byl 100%, obr. 76. Velikost karbidických globulí 2.2, místy 2.3. V podélném řezu byla zachována částečná řádkovitost struktury, obr. 77. Feritická zrna v povrchové i středové oblasti byla středně drobná, viz. tab. č. 10.



Obr. 76: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 Ø 13,0 mm, příčný řez.

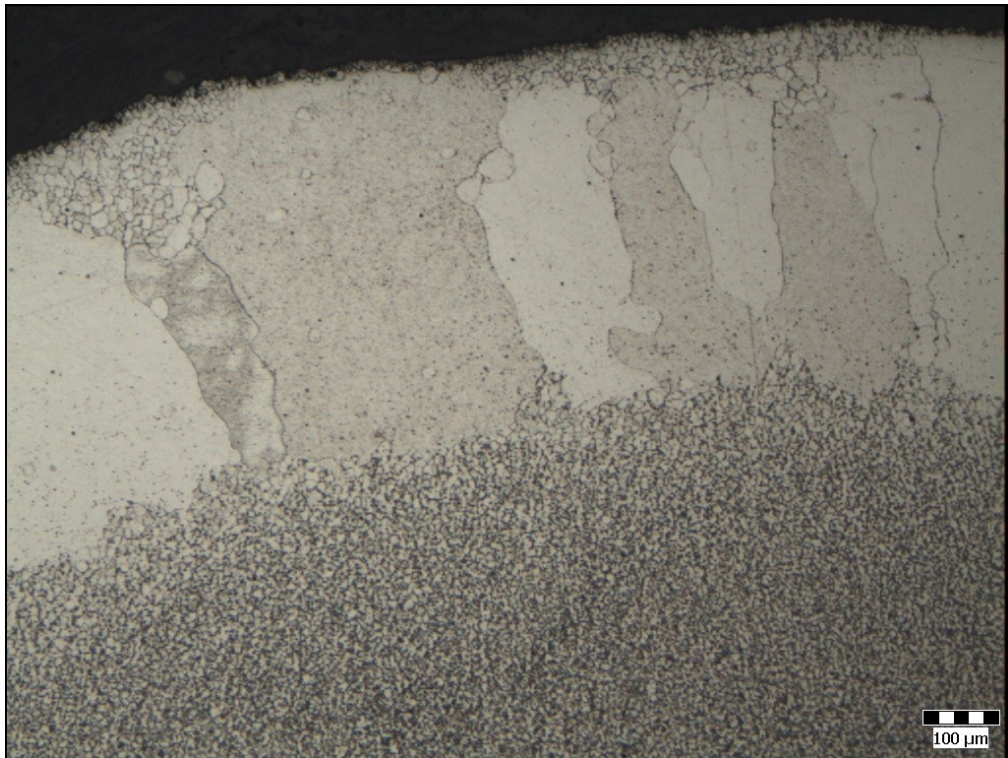


Obr. 77: Řádkovitá struktura vzorku 42CrMo4 Ø 13,0 mm, podélný řez.

Tabulka 10: Velikost feritického zrna žíhaných drátů jednotlivých ocelí

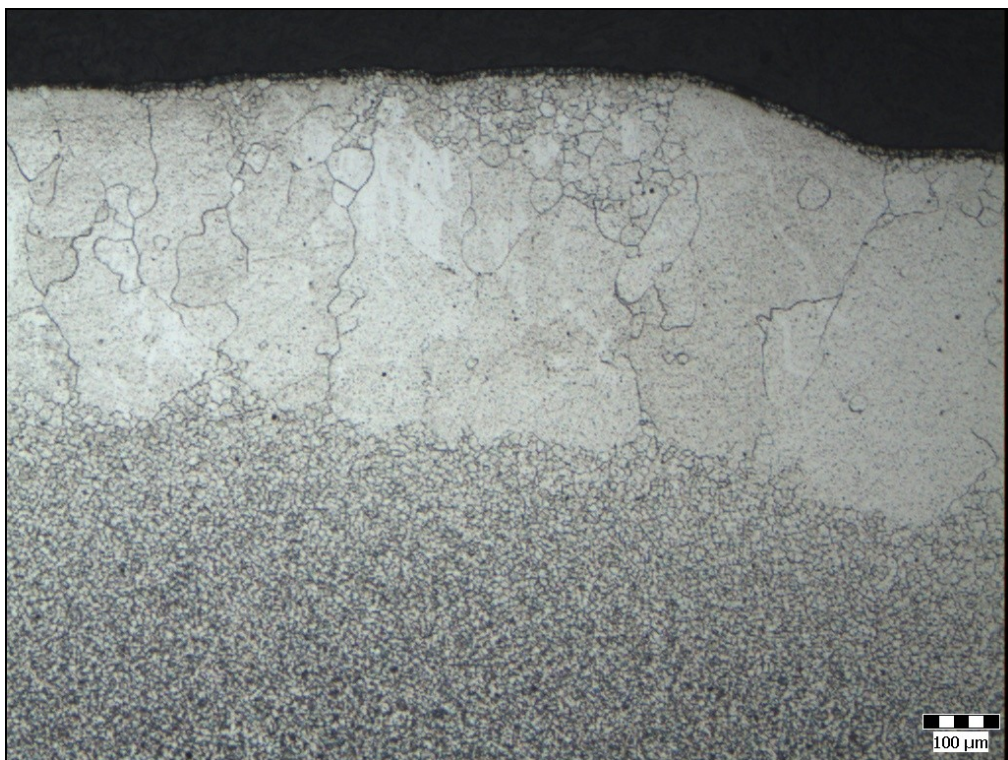
vzorek	velikost zrna dle ČSN EN ISO 643	
	zrno u povrchu	zrno střed
32CrB4 Ø 13 mm	7	8
32CrB4 Ø 8 mm	1/2 místy 0	8 oj 7
42CrMo4 Ø 16,5 mm	8	8/9
42CrMo4 Ø 13 mm	8	8/9

U obou režimů žíhání bylo zjištěno na některých vzorcích oceli 32CrB4 průměru 8 mm v oduhličené oblasti zhrublé zrno velikosti 1, 2, místy 0, viz. obr. 78.



Obr. 78: Zhrublé zrno v podpovrchové oblasti 32CrB4 Ø 8,0 mm, příčný řez žíháno modifikovaným režimem.

V oceli 42CrMo4 žíhaném na provozní režim bylo zjištěno zhrublé zrno v povrchové oblasti viz. obr. 79.

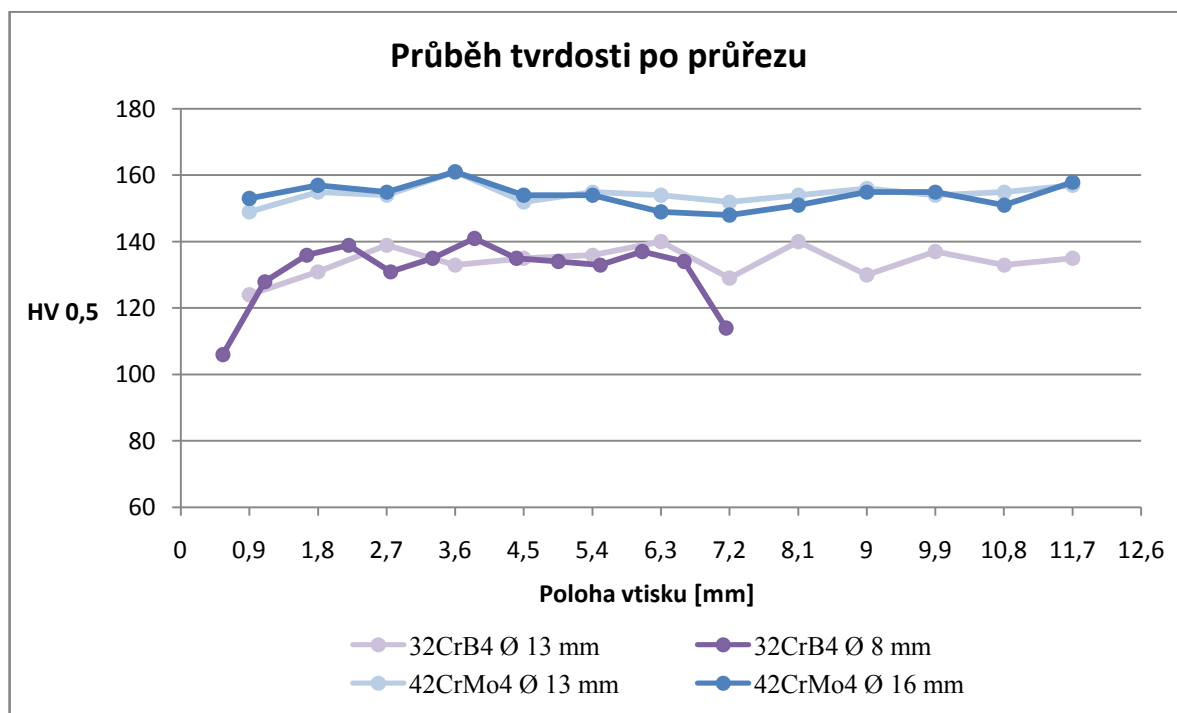


Obr. 79: Zhrublé zrno v podpovrchové oblasti 42CrB4 Ø 13,0 mm, příčný řez žíháno stávajícím režimem.

Mikrotvrdost žíhaných drátů byla měřena na příčných řezech připravených vzorků zalisovaných do bakelitu. V každém vzorku bylo provedeno 13 vtisků, průběh v jedné řadě od povrchu přibližně přes střed drátu, vzdálenost mezi vtisky 0,90 mm. V drátu oceli 32CrB4 Ø 8 mm byla vzdálenost mezi vtisky 0,55 mm. Výsledky měření jsou uvedeny v následující tab. 11. Obr. 80 znázorňuje průběh mikrotvrdosti přes průřez jednotlivých vzorků.

Tabulka 11: Výsledky mikrotvrdosti žíhaných drátů

vzorek	HV0,5str.	$\Delta HV_{0,5}$
32CrB4 Ø 13 mm	134	16
32CrB4 Ø 8 mm	131	35
42CrMo4 Ø 13 mm	154	12
42CrMo4 Ø 16 mm	154	13



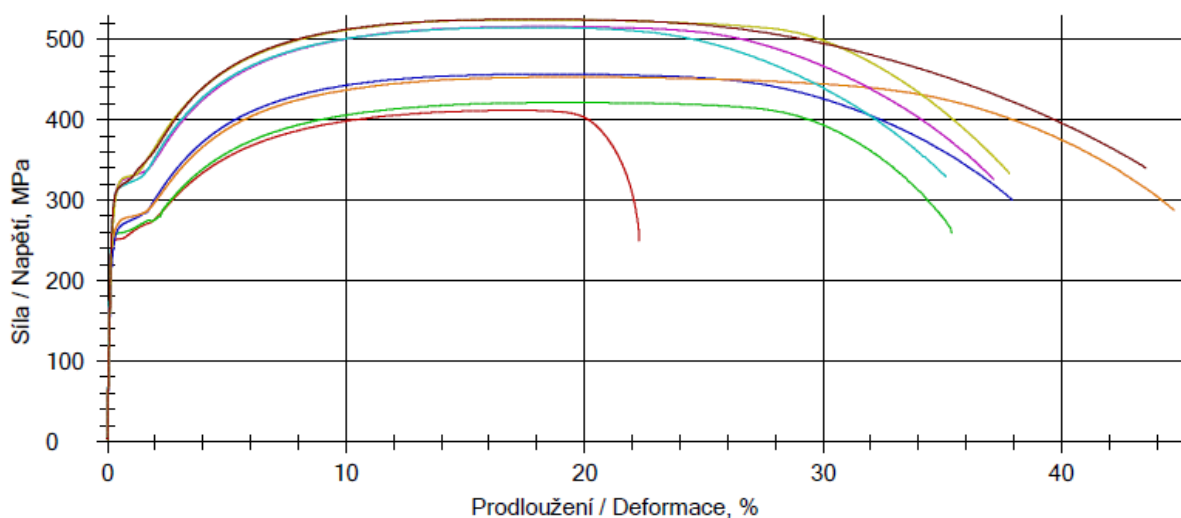
Obr. 80: Průběh mikrotvrdosti po průřezu drátů.

8.3 Tahové zkoušky vzorků žíhaných modifikovaným režimem

Po žíhání byla na dvou vzorcích od každé oceli provedena tahová zkouška. Výsledky tahové zkoušky jsou v následující tab. 12.

Tabulka 12: Výsledky tahových zkoušek žíhaných drátů modifikovaným režimem

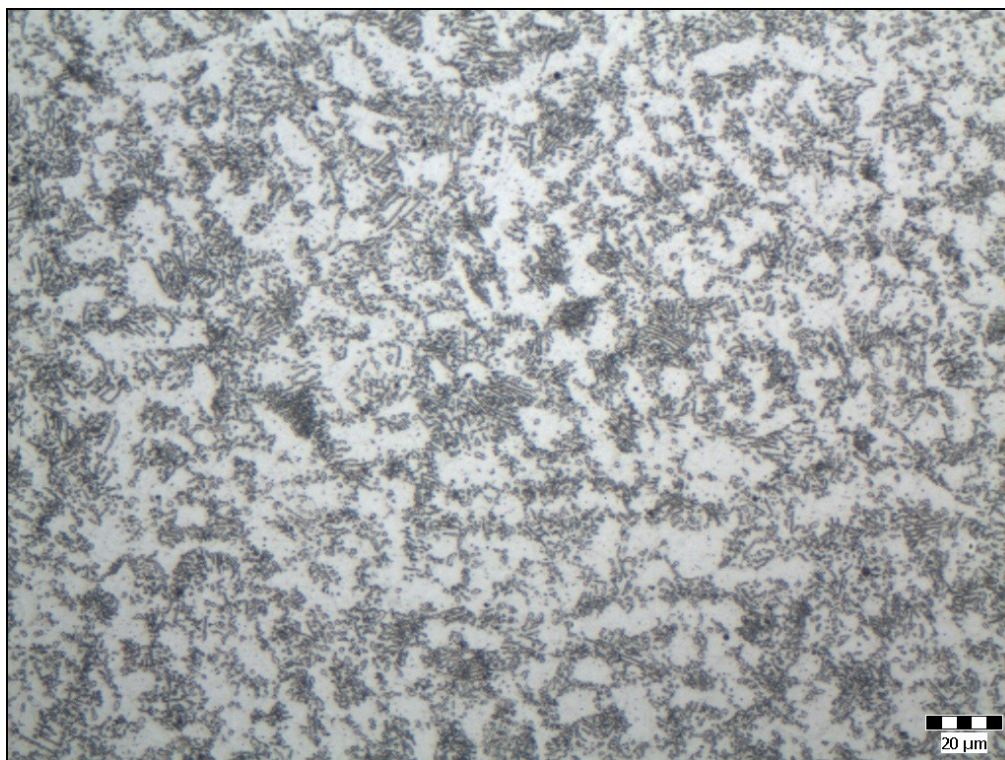
ocel	vzorek	R _m [MPa]	F _m [N]	R _{p0,001} [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	Z [%]	dZ [mm]	A100 [%]	lA [mm]
32CrB4 Ø 13 mm	1	457	60674	457	257	70,70	7,04	29,00	129,0
32CrB4 Ø 13 mm	2	454	60164	448	265	71,66	6,96	32,40	132,4
32CrB4 Ø 8 mm	1	412	20708	412	251	76,48	3,88	22,90	122,9
32CrB4 Ø 8 mm	2	422	21194	424	258	77,18	3,81	27,80	127,8
42CrMo4 Ø 16,5 mm	1	525	112235	524	310	70,12	9,03	32,60	132,6
42CrMo4 Ø 16,5 mm	2	526	112314	522	310	69,90	9,08	28,00	128,0
42CrMo4 Ø 13 mm	1	516	68519	499	309	73,78	6,77	29,20	129,2
42CrMo4 Ø 13 mm	2	515	68351	505	310	76,99	7,02	27,00	127,0



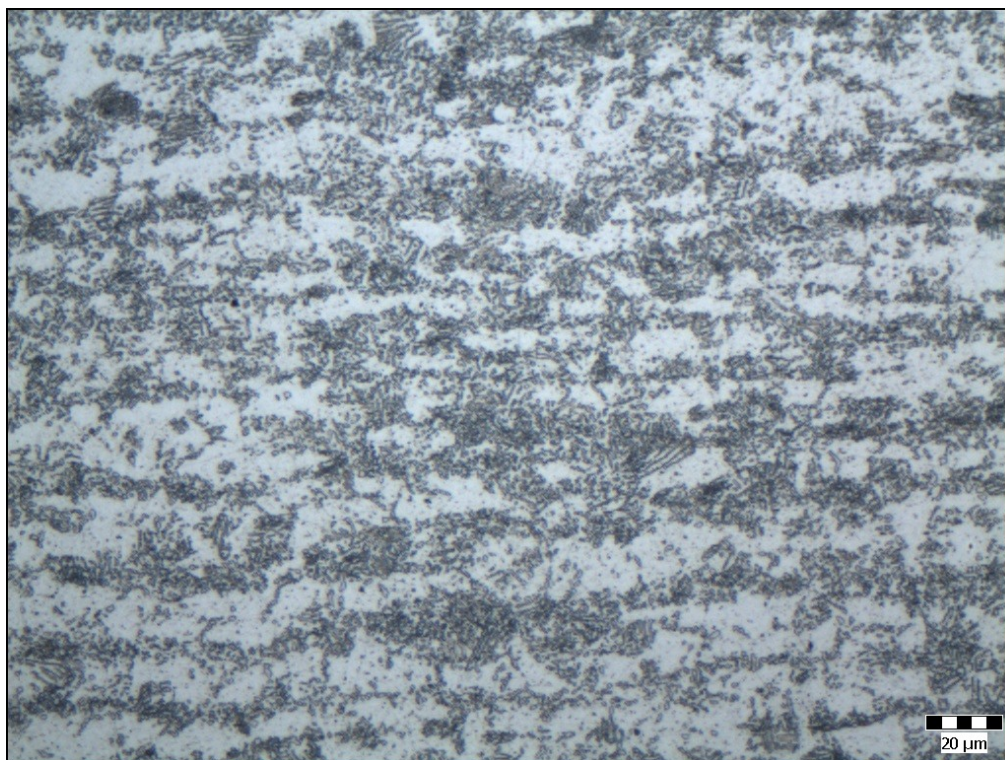
Obr. 81: Průběh tahové zkoušky ocel 32CrB4: zelená a červená křivka Ø 8,0 mm, oranžová a modrá Ø 13,0 mm, ocel 42CrMo4 Ø13 mm fialová křivka a světle modrá, Ø 16,5 mm žlutá a hnědá

8.4 Metalografické hodnocení drátů žíhaných běžným provozním režimem

Metalografickým hodnocením vzorku oceli 32CrB4 Ø 13 mm žíhaným stávajícím režimem bylo zjištěno úplné oduhličení do maximální hloubky 0,71 mm, průměrné oduhličení činilo 0,65 mm. Podíl sferoidizovaného perlitu byl 75%. Velikost karbidických globulí nelze hodnotit díky velkému podílu ostrůvků lamelárního perlitu, obr. 82. V podélném směru byla zachována částečná hádkovitost struktury, obr. 83.



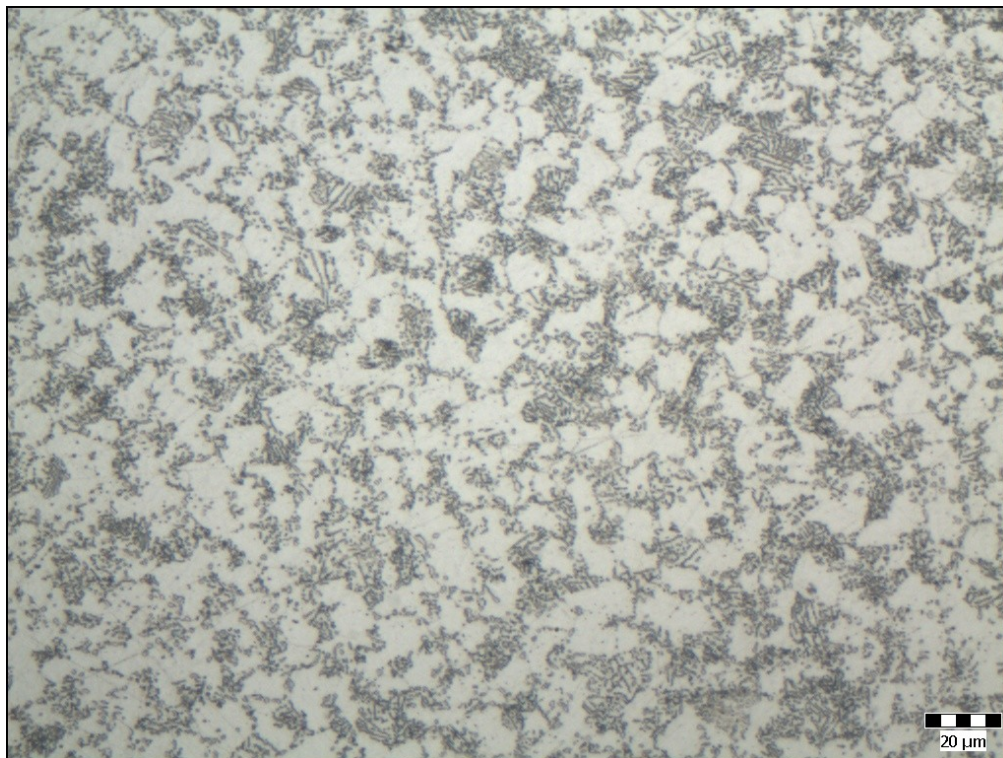
Obr. 82: Mikrostruktura vzorku 32CrB4 \varnothing 13,0 mm, příčný řez.



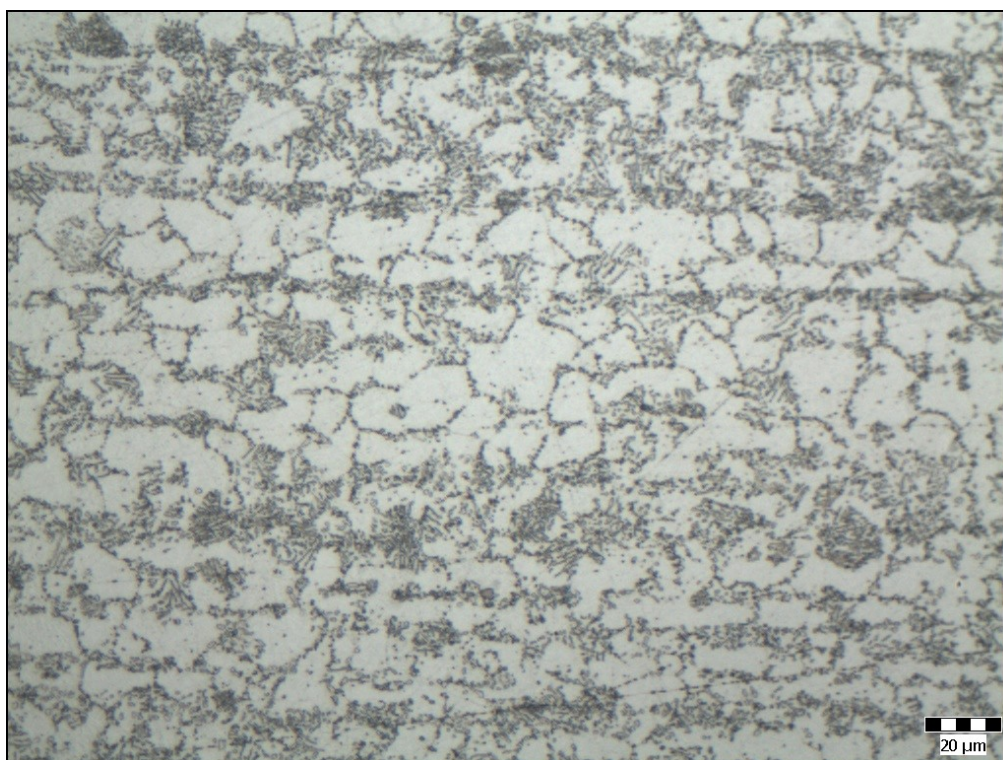
Obr. 83: Řádkovitá struktura vzorku 32CrB4 \varnothing 13,0 mm, podélný řez.

Ve vzorku oceli 32CrB4 \varnothing 8 mm bylo zjištěno povrchové oduhličení do maximální hloubky 0,70 mm, průměrné oduhličení vykazalo hloubku 0,67 mm. Podíl sferoidizovaného

perlitu je 90%. Mikrostruktura je dokumentována na obr. 84. V podélném směru byla zachována částečná řádkovitost struktury, obr. 85.

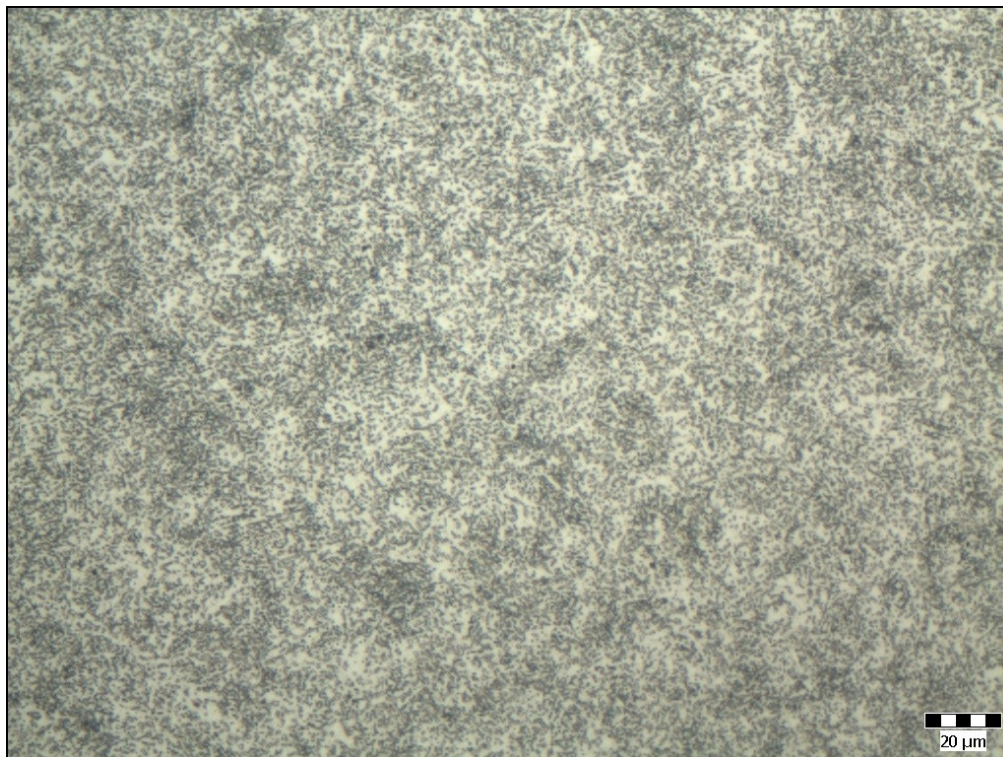


Obr. 84: Mikrostruktura vzorku 32CrB4 Ø 8,0 mm, příčný řez.



Obr. 85: Řádkovitá struktura vzorku 32CrB4 Ø 8,0 mm, podélný řez.

Na vzorku oceli 42CrMo4 \varnothing 16,5 mm žíhaným stávajícím režimem bylo zaznamenáno oduhličení do maximální hloubky 0,36 mm, průměrné oduhličení vykazalo hloubku 0,32 mm. Podíl sferoidizovaného perlitu činil 100%. Velikost cementitových globulí vykazala stupně 2.2, ojediněle 2.1. Mikrostruktura je dokumentována na obr. 86. Na podélných řezech byly zjištěny nesouvislé řádky perlitu, obr. 87. Velikost feritického zrna byla ve středové oblasti středně drobná, v povrchové oblasti bylo do hloubky úplného oduhličení pozorováno zhrublé zrno velikosti 1,2,0.



Obr. 86: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 \varnothing 16,5 mm, příčný řez.



Obr. 87: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 Ø 16,5 mm, podélný řez.

Metalografickým hodnocením vzorku oceli 42CrMo4 Ø 13 mm bylo zjištěno povrchové oduhličení do maximální hloubky 0,42 mm, průměrné oduhličení činilo 0,38 mm. Strukturu tvoří 100% sferoidizovaný perlit, obr. 88. Velikost cementitových globulí dosahovala převážně stupně 2.2, místy 2.1. Ojediněle byly ve středové oblasti pozorovány globule velikosti 2.0 (tečky). Na podélných řezech se vyskytovaly nesouvislé řádky perlitu, obr. 89. U některých vzorků bylo zjištěno v povrchové oblasti, (do hloubky úplného oduhličení) zhrublé zrno velikosti 1, 0, obr. 79.



Obr. 88: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 Ø 13,0 mm, příčný řez.



Obr. 89: Mikrostruktura vzorku 42CrMo4 Ø 13,0 mm, podélný řez.

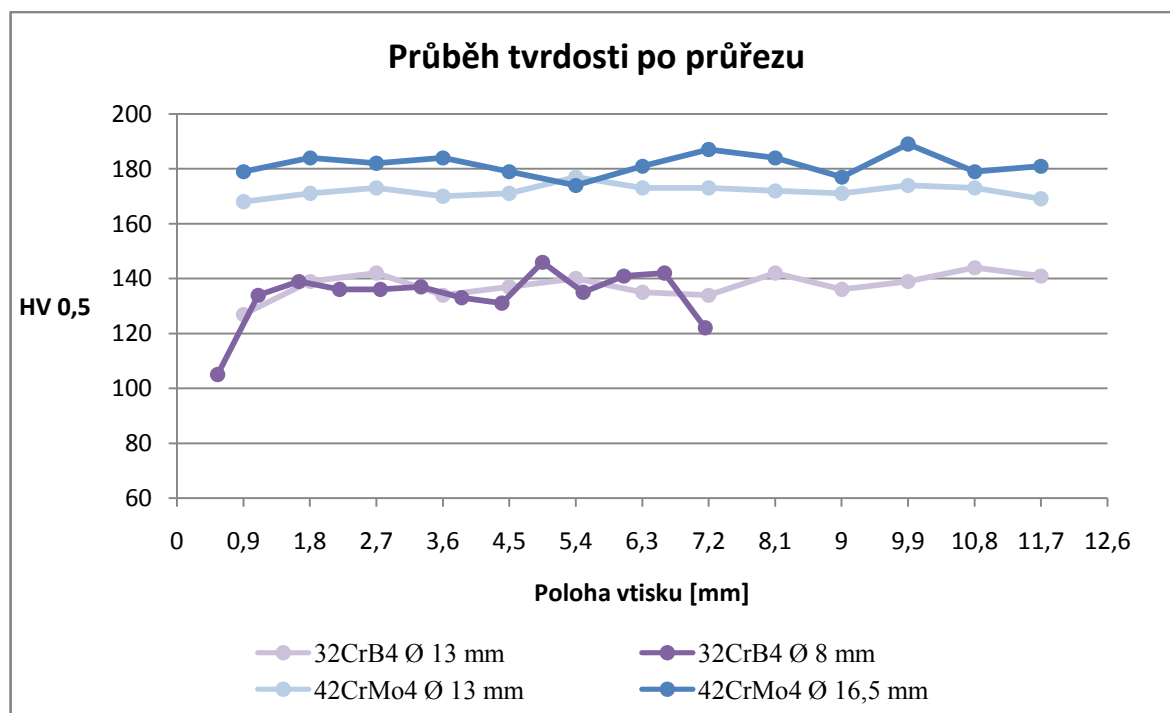
Tabulka 13: Velikost feritického zrna žíhaných drátů jednotlivých ocelí

vzorek	velikost zrna dle ČSN EN ISO 643	
	zrno u povrchu	zrno střed
32CrB4 Ø 13 mm	8/7	8 o j 7
32CrB4 Ø 8 mm	8/7	8
42CrMo4 Ø 16,5 mm	0,1,2	8/7
42CrMo4 Ø 13 mm	0,1,2	8

Mikrotvrdost žíhaných drátů po běžném provozním režimu žíhání byla měřena na příčných řezech připravených vzorků zalisovaných do bakelitu. Postup měření mikrotvrdosti byl stejný jako u vzorků po modifikovaném režimu žíhání, viz. tab. 14.

Tabulka 14: Výsledky mikrotvrdosti žíhaných drátů

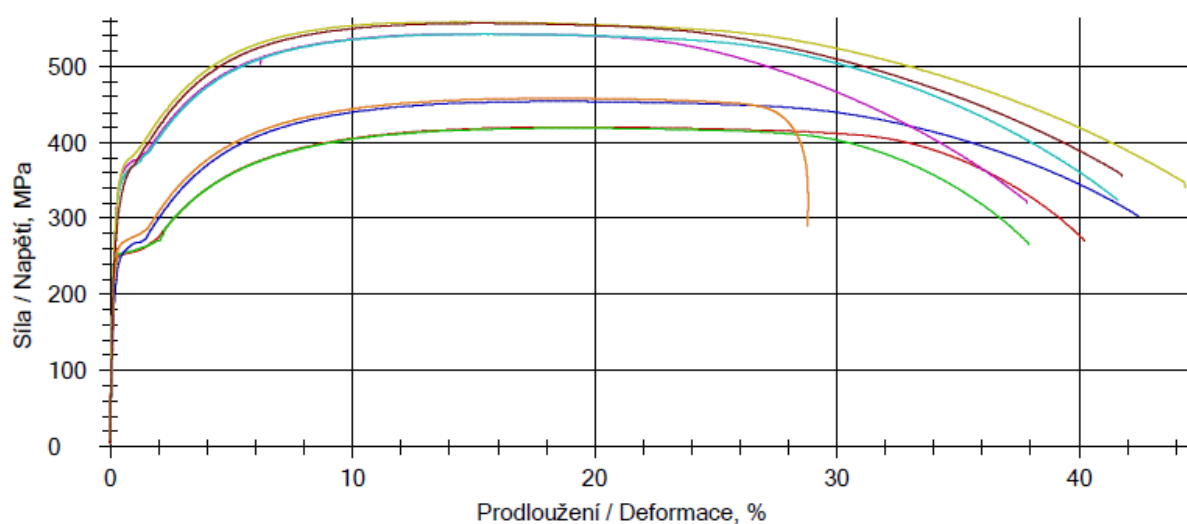
vzorek	HV0,5str.	ΔHV0,5
32CrB4 Ø 13 mm	138	17
32CrB4 Ø 8 mm	134	41
42CrMo4 Ø 13 mm	172	9
42CrMo4 Ø 16,5 mm	182	15

**Obr. 90:** Průběh mikrotvrdosti po průřezu drátů.

8.5 Tahové zkoušky vzorků žíhaných stávajícím režimem

Tabulka 15: Výsledky tahových zkoušek žíhaných drátů

ocel	vzorek	R _m [MPa]	F _m [N]	R _{p0,001} [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	Z [%]	dZ [mm]	A100 [%]	lA [mm]
32CrB4 Ø 13 mm	1	454	60288	456	246	68,89	7,24	30,50	130,5
32CrB4 Ø 13 mm	2	458	60800	453	261	68,79	7,31	30,70	130,7
32CrB4 Ø 8 mm	1	420	21123	421	250	73,57	4,11	24,10	124,1
32CrB4 Ø 8 mm	2	419	21052	420	253	73,70	4,10	27,80	127,8
42CrMo4 Ø 16,5 mm	1	559	119461	555	346	69,43	9,15	30,10	130,1
42CrMo4 Ø 16,5 mm	2	557	119070	553	317	69,17	9,20	28,30	128,3
42CrMo4 Ø 13 mm	1	543	72090	526	349	71,52	7,05	26,60	126,6
42CrMo4 Ø 13 mm	2	543	72049	527	337	73,42	6,80	28,60	128,6



Obr. 91: Průběh tahové zkoušky ocel 32CrB4: zelená a červená křivka Ø 8,0 mm, oranžová a modrá Ø 13,0 mm, ocel 42CrMo4 Ø13 mm fialová křivka a světle modrá, Ø 16,5 mm žlutá a hnědá

8.6 Pěchovací zkouška

Vzorky byly spěchovány na pěchovacím zařízení VU5B. Zkušební vzorky o výšce $h = 1,5x d_0$ byly spěchovány ve směru jejich podélné osy na výšku h_1 , tab 16. Kontrola bočního povrchu vzorků po spěchování byla provedena při zvětšení 6x dle ČSN 42 0426 [14].

8.6.1 Výsledky pēchování vzorků drátů po modifikovaném režimu žhání

Tabulka 16: Velikosti vzorku před pēchováním a po spēchování

Výška vzorků				
průměr vzorku [mm]	výška vzorku [mm]	1/3 [mm]	1/4 [mm]	1/5 [mm]
8,0 mm	13,50	4,50	3,37	2,70
13,0 mm	21,00	7,00	5,25	4,20
16,5 mm	25,50	8,50	6,38	5,10

Tabulka 17: Poměrné pētvoření (deformace)

1/3	1/4	1/5
0,66	0,75	0,8

Tabulka 18: Výsledné zatížení vzorků z oceli 32CrB4

32CrB4 $h_0 = x d_0$					
Ø 8 mm			Ø 13 mm		
	vzorek	zatížení [kg]		vzorek	zatížení [kg]
1/3	1	12 717	1/3	1	34 858
	2	12 260		2	34 256
1/4	1	18 481	1/4	1	58 280
	2	17 749		2	57 923
1/5	1	29 003	1/5	1	92 139
	2	28 852		2	92 984

Tabulka 19: Výsledky pēchovacích zkoušek oceli 32CrB4

32CrB4 $h_0 = x d_0$							
Ø 8 mm				Ø 13 mm			
	vzorek				vzorek		
1/3	1	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch	1/3	1	vyhověl	trhlina 0
	2	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch		2	vyhověl	trhlina 0
1/4	1	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch	1/4	1	vyhověl	trhlina 1 nerovný povrch
	2	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch		2	vyhověl	trhlina 1
1/5	1	vyhověl	trhlina 1 nerovný povrch	1/5	1	vyhověl	trhlina 1
	2	vyhověl	trhlina 1 nerovný povrch		2	vyhověl	trhlina 1

Po spēchování převážně vzorky Ø 8 mm vykázaly na části obvodu velké nerovnosti povrchu.

Tabulka 20: Výsledné zatížení vzorků z oceli 42CrMo4

42CrMo ₄ h ₀ = xd ₀					
Ø 13,0 mm			Ø 16,5 mm		
	vzorek	zatížení [kg]		vzorek	zatížení [kg]
1/3	1	38 335	1/3	1	63 861
	2	38 548		2	63 527
1/4	1	65 142	1/4	1	120 992
	2	65 483		2	120 422
1/5	1	140 118	1/5	1	154 347
	2	140 029		2	155 024

Tabulka 21: Výsledky pěchovacích zkoušek oceli 42CrMo4

42CrMo ₄ h ₀ = xd ₀							
Ø 13,0 mm				Ø 16,5 mm			
	vzorek				vzorek		
1/3	1	vyhověl	trhlina 0	1/3	1	vyhověl	trhlina 0
	2	vyhověl	trhlina 0		2	vyhověl	trhlina 0
1/4	1	vyhověl	trhlina 1	1/4	1	vyhověl	trhlina 0
	2	vyhověl	trhlina 1		2	vyhověl	trhlina 0
1/5	1	vyhověl	trhlina 0	1/5	1	vyhověl	trhlina 0
	2	vyhověl	trhlina 1		2	vyhověl	trhlina 0

8.6.2 Výsledky pěchovacích zkoušek vzorků po běžném provozním režimu žíhání.

Tabulka 22: Výsledky pěchovacích zkoušek oceli 32CrB4 po běžném režimu žíhání

32CrB ₄ h ₀ = xd ₀					
Ø 8 mm			Ø 13 mm		
	vzorek	zatížení [kg]		vzorek	zatížení [kg]
1/3	1	13 083	1/3	1	33 120
	2	13 083		2	33 579
1/4	1	20 128	1/4	1	54 712
	2	20 494		2	56 084
1/5	1	31 748	1/5	1	93 047
	2	31 473		2	92 041

Tabulka 23: Výsledky pēchovacích zkoušek oceli 32CrB4 po běžném režimu žíhání

32CrB4 h ₀ = xd ₀							
Ø 8 mm				Ø 13 mm			
	vzorek				vzorek		
1/3	1	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch	1/3	1	vyhověl	trhlina 1
	2	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch		2	vyhověl	trhlina 1
1/4	1	vyhověl	trhlina 1 nerovný povrch	1/4	1	vyhověl	trhlina 1
	2	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch		2	vyhověl	trhlina 1
1/5	1	vyhověl	trhlina 0 nerovný povrch	1/5	1	vyhověl	trhlina 1
	2	vyhověl	trhlina 1 nerovný povrch		2	vyhověl	trhlina 1

Tabulka 24: Výsledky pēchovacích zkoušek oceli 42CrB4 po běžném režimu žíhání

42CrMo4 h ₀ = xd ₀					
Ø 13 mm			Ø 16,5 mm		
	vzorek	zatížení [kg]		vzorek	zatížení [kg]
1/3	1	36 597	1/3	1	67 795
	2	37 054		2	66 515
1/4	1	57 914	1/4	1	116 012
	2	59 104		2	116 378
1/5	1	97 805	1/5	1	156 543
	2	100 287		2	156 177

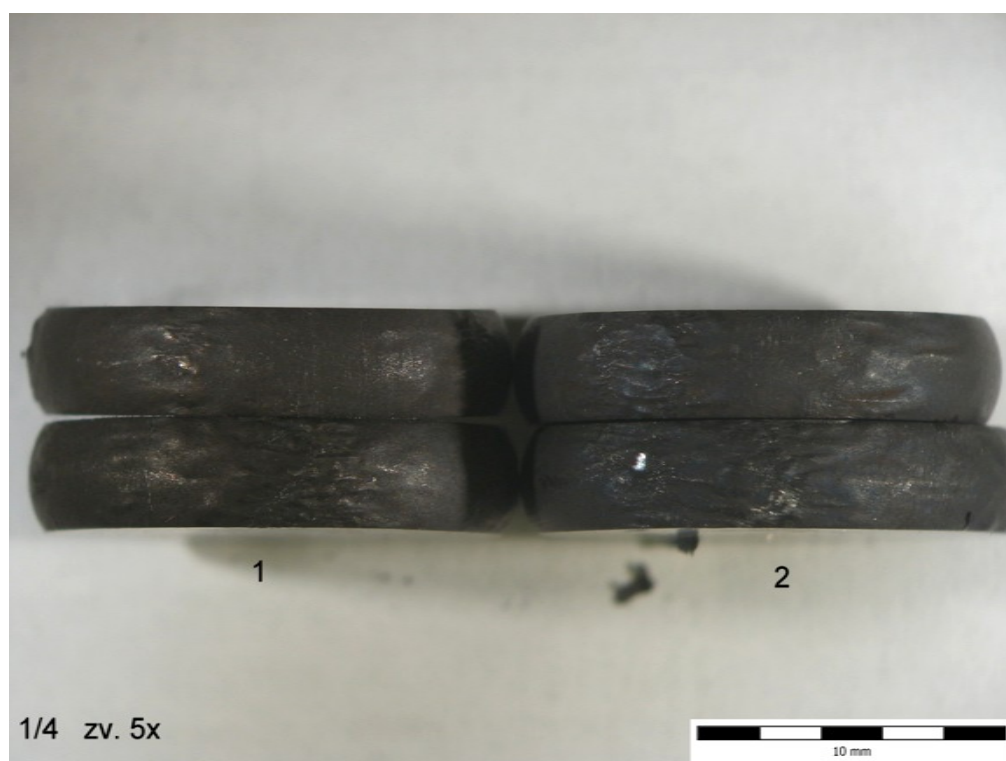
Tabulka 25: Výsledky pēchovacích zkoušek oceli 32CrB4 po běžném režimu žíhání

42CrMo4 h ₀ = xd ₀							
Ø 13 mm				Ø 16,5 mm			
	vzorek				vzorek		
1/3	1	vyhověl	trhlina 0	1/3	1	vyhověl	trhlina 0
	2	vyhověl	trhlina 0		2	vyhověl	trhlina 0
1/4	1	vyhověl	trhlina 1	1/4	1	vyhověl	trhlina 0
	2	vyhověl	trhlina 0		2	vyhověl	trhlina 0
1/5	1	vyhověl	trhlina 1	1/5	1	vyhověl	trhlina 0
	2	vyhověl	trhlina 0		2	vyhověl	trhlina 1

Na následujících obrázcích jsou vzorky ocelí po pēchování na 1/3, 1/4 a 1/5 původní výšky. Vzorky označené číslem jedna jsou žíhané modifikovaným režimem, vzorky číslo dva stávajícím režimem.



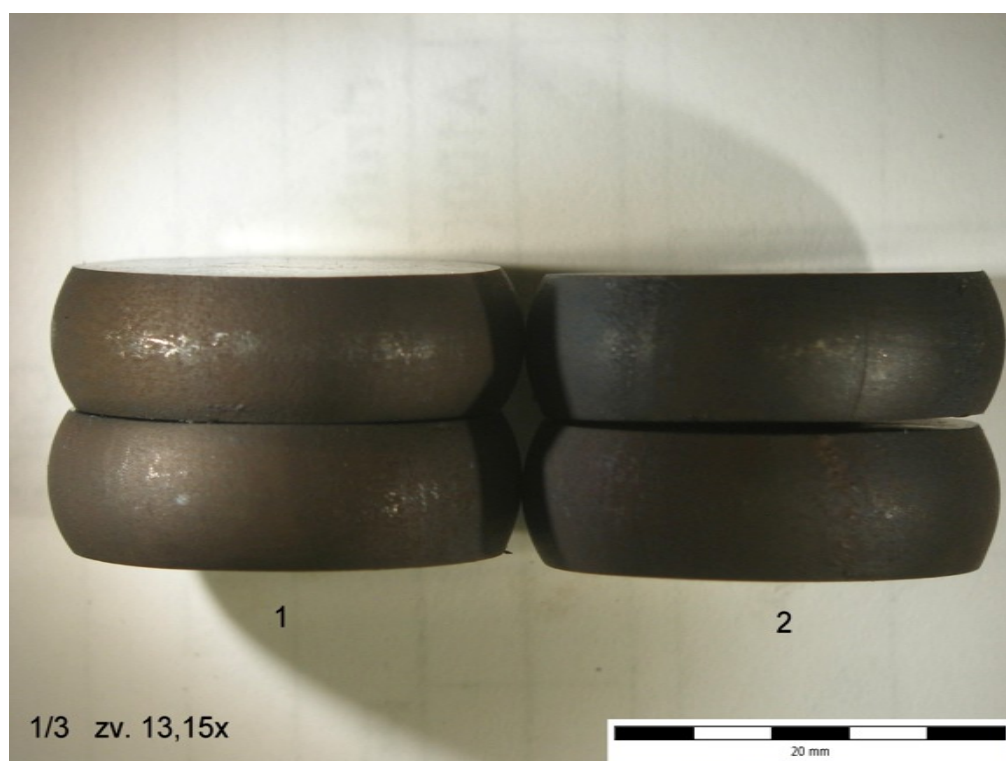
Obr. 92: *Ocel 32CrB4 Ø 8 mm, pěchováno 1/3.*



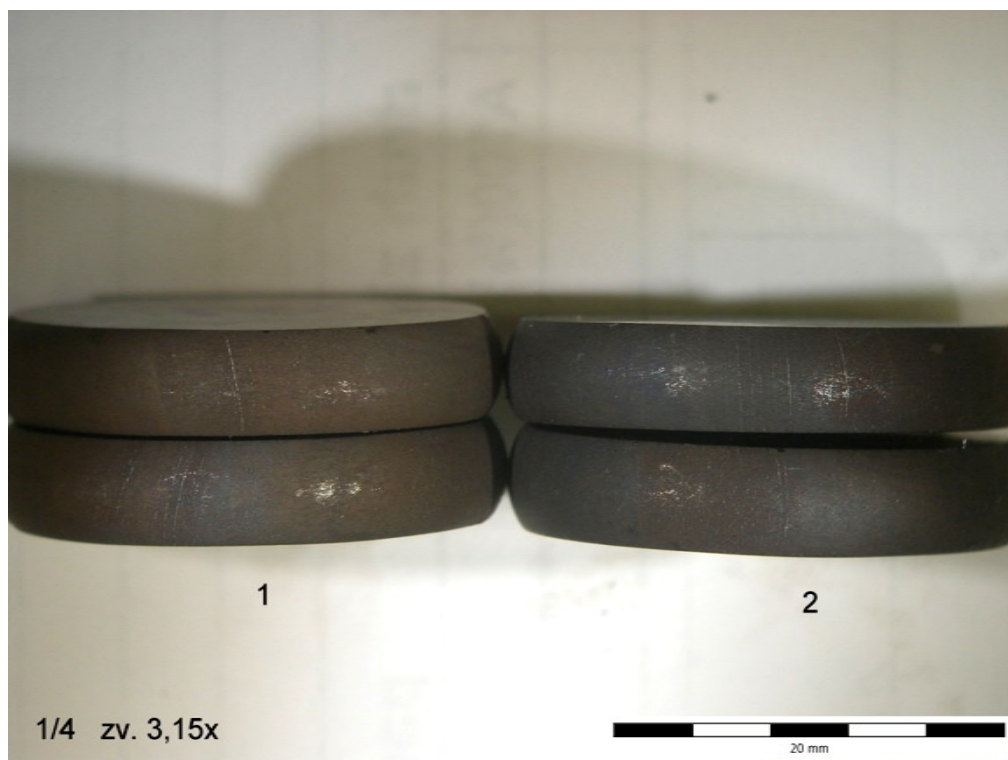
Obr. 93: *Ocel 32CrB4 Ø 8 mm, pěchováno 1/4.*



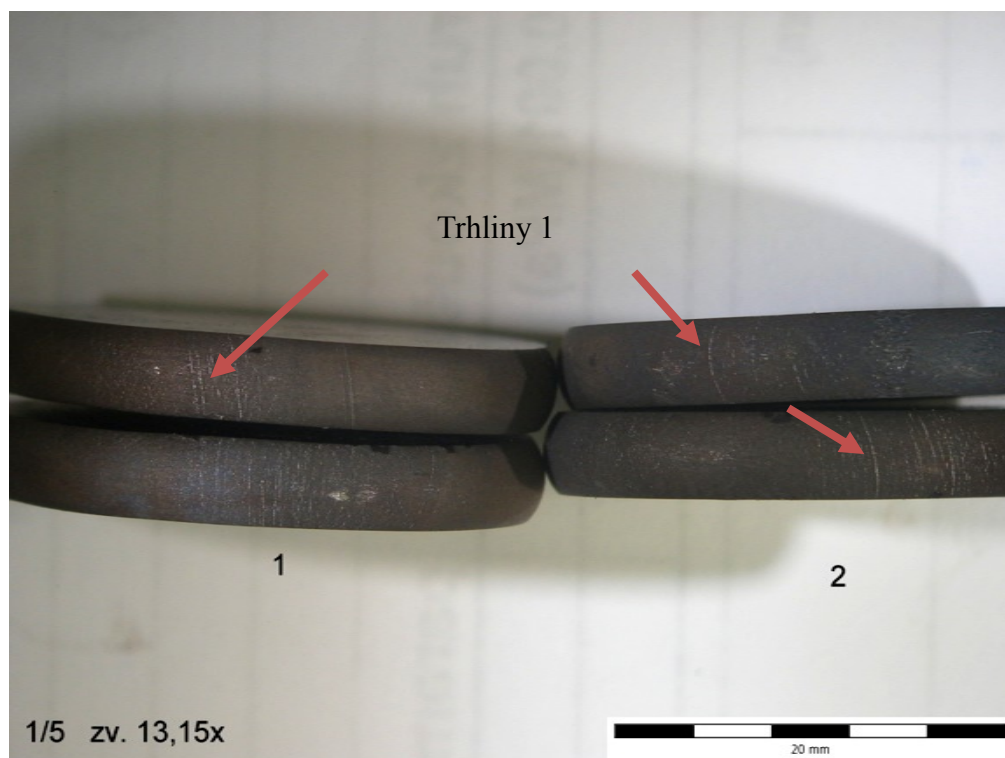
Obr. 94: *Ocel 32CrB4 \varnothing 8 mm, pēchováno 1/5.*



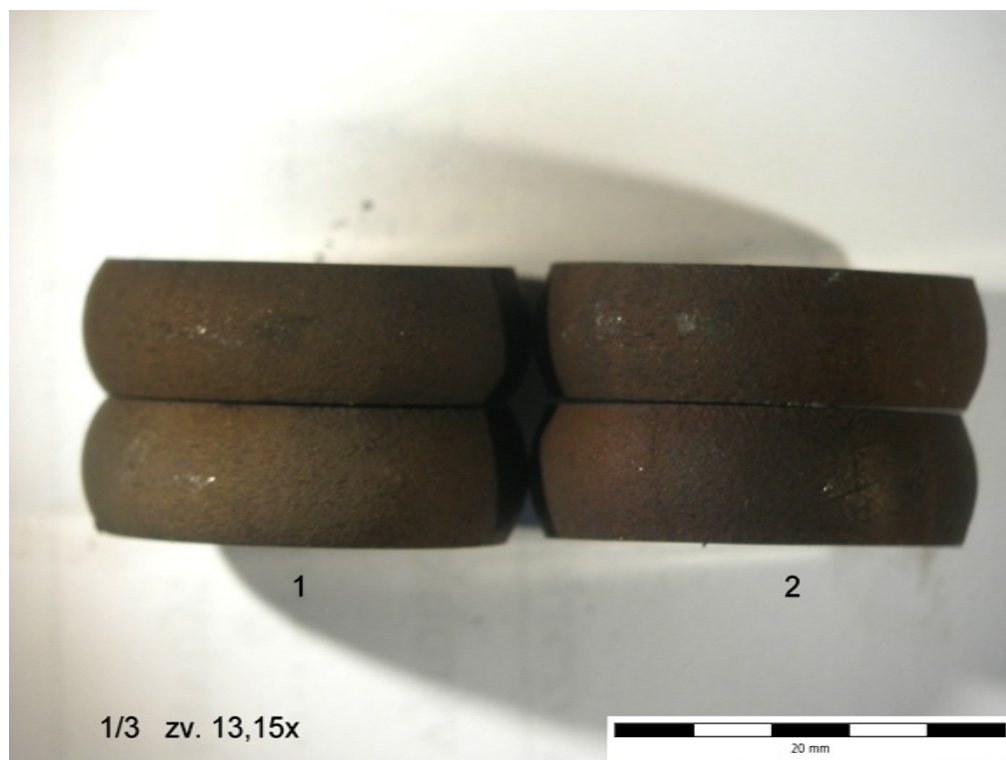
Obr. 95: *Ocel 32CrB4 \varnothing 13,0 mm, pēchováno 1/3*



Obr. 96: Ocel 32CrB4 \varnothing 13,0 mm, pēchováno 1/4



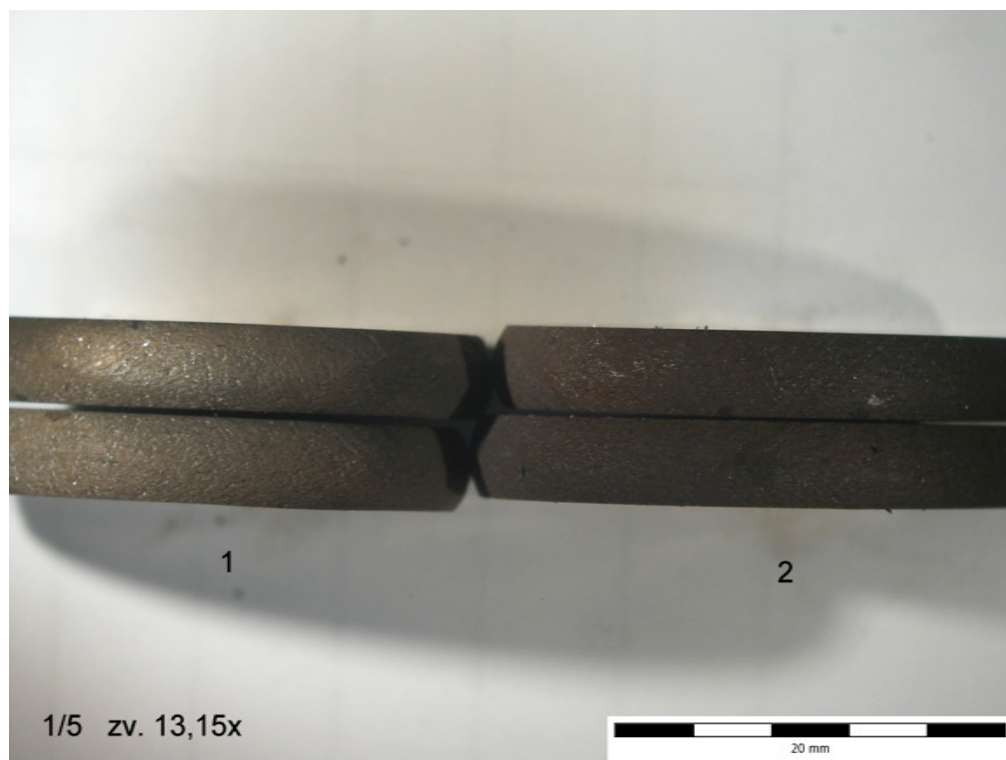
Obr. 97: Ocel 32CrB4 \varnothing 13,0 mm, pēchováno 1/5



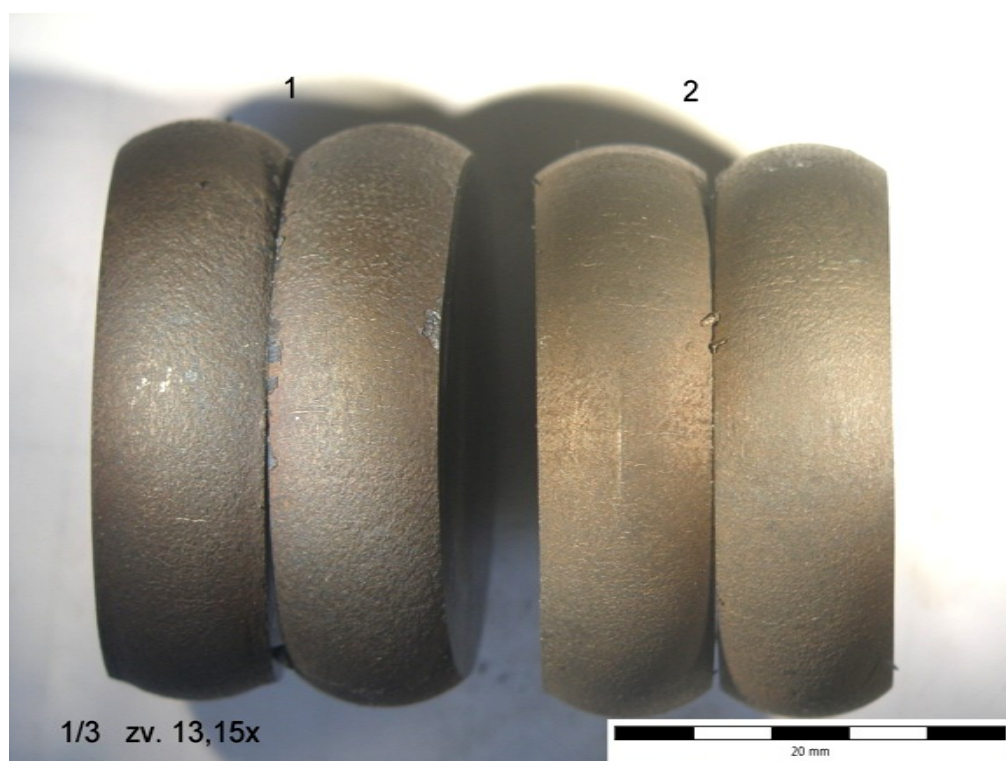
Obr. 98: *Ocel 42CrMo4 Ø 13,0 mm, pěchováno 1/3*



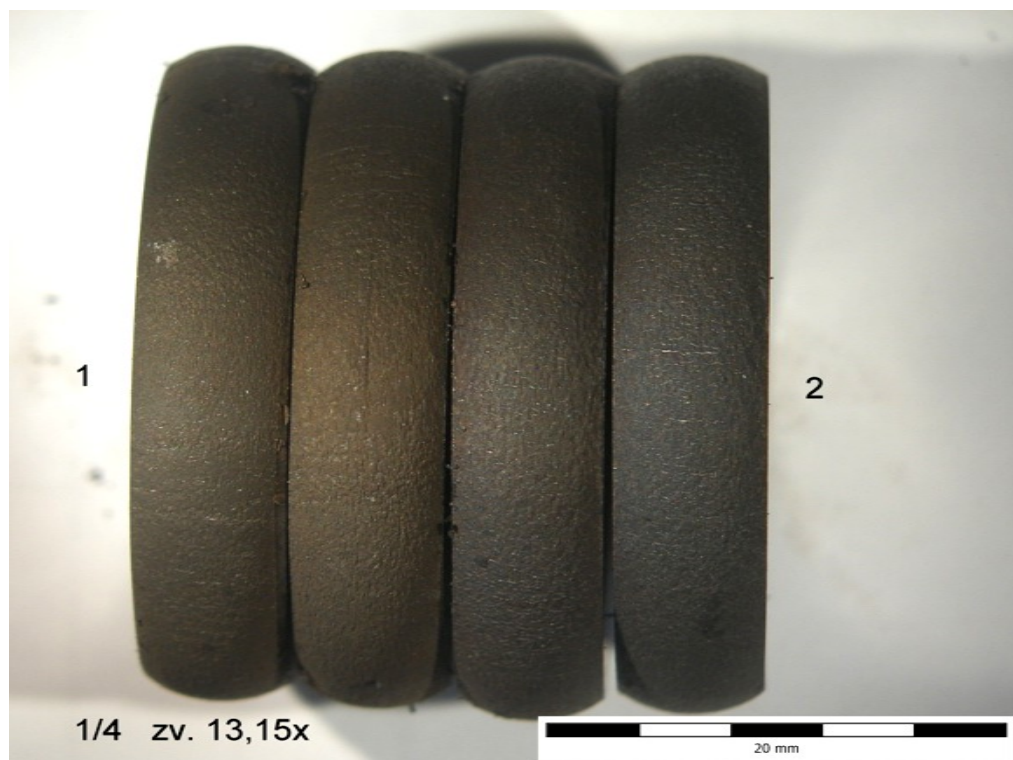
Obr. 99: *Ocel 42CrMo4 Ø 13,0 mm, pěchováno 1/4*



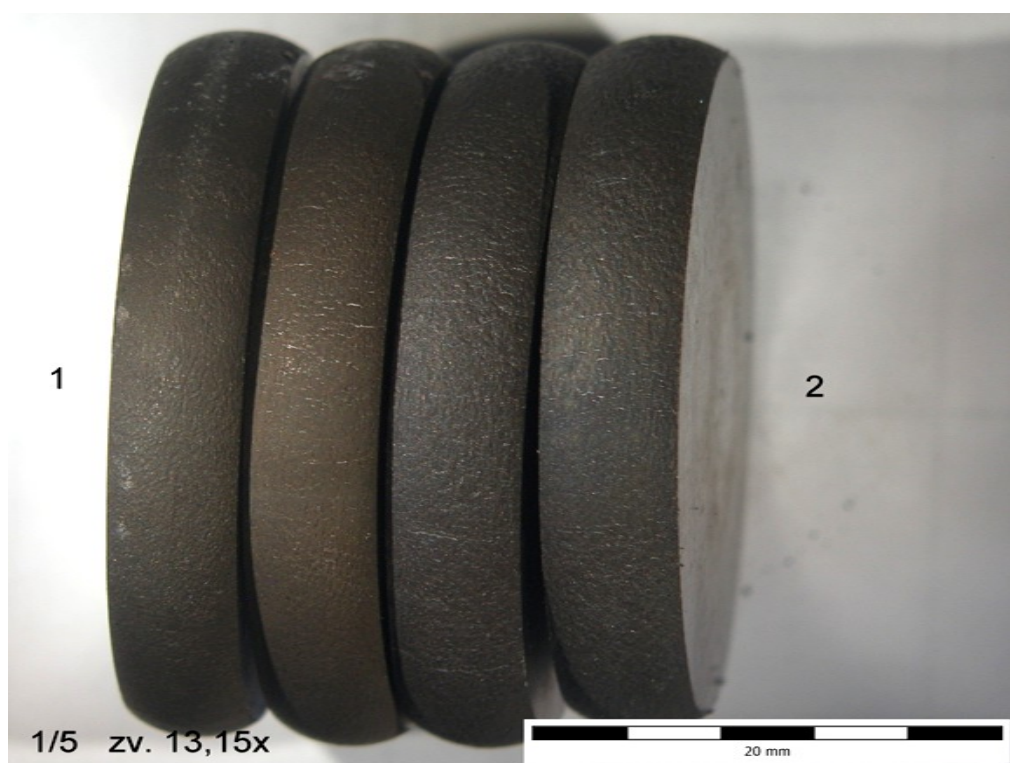
Obr. 100: *Ocel 42CrMo4 Ø 13,0 mm, pēchováno 1/5*



Obr. 101: *Ocel 42CrMo4 Ø 16,5 mm, pēchováno 1/3*



Obr. 102: *Ocel 42CrMo4 Ø 16,5 mm, pēchováno 1/4*



Obr. 103: *Ocel 42CrMo4 Ø 16,5 mm, pēchováno 1/5*

9 Diskuze

V experimentální části diplomové práce byl porovnáván modifikovaný režim žíhání se stávajícím režimem tepelného zpracování u drátů \varnothing 8,0 mm a \varnothing 13,0 mm z oceli 32CrB4 a u drátů \varnothing 13,0 mm a \varnothing 16,5 mm z oceli 42CrMo4. Tyto režimy žíhání byly porovnávány na základě strukturního stavu, dosažených mechanických a technologických vlastností.

Oba režimy žíhání vykazaly větší podíl sferoidizovaného perlitu v menších průměrech drátů. U oceli 32CrB4 bylo při žíhání modifikovaným režimem dosaženo většího podílu sferoidizovaného perlitu o 5 %, hloubka oduhličení byla však nepatrně větší než u stávajícího režimu žíhání. Podíl sferoidizovaného perlitu v drátech z oceli 42CrMo4 byl pro oba režimy stejný, větší hloubky oduhličení dosáhly vzorky žíhané stávajícím provozním režimem.

Ve válcovaném i žíhaném stavu vykazuje větší tvrdost po průřezu ocel 42CrMo4. Vzorky žíhané stávajícím režimem mají nepatrně větší tvrdost po průřezu, než vzorky žíhané modifikovaným režimem. Výsledky tahových zkoušek neprokázaly žádné velké rozdíly v tažnosti ani kontrakci. U oceli 32CrB4 \varnothing 8 mm žíhaných stávajícím režimem bylo při přechování zjištěno nepatrně vyšší zatížení, než pro modifikovaný režim, u průměru 13 mm bylo zatížení naopak nepatrně vyšší pro modifikovaný režim žíhání. Ocel 32CrB4 průměru 8 mm vykazovala velké nerovnosti na spěchovaných vzorcích u obou režimů žíhání. Tyto nerovnosti byly pravděpodobně způsobeny zvětšeným zrnem v povrchové oduhličené oblasti. Zvětšené zrna v povrchové oduhličené oblasti bylo zjištěno po obou režimech žíhání v některých vzorcích oceli 32CrB4 o průměru 8 mm. Toto zvětšené zrna bylo taky nalezeno ve vzorcích drátů o průměrech 13,0 mm a 16,5 mm z oceli 42CrMo4 žíhaných stávajícím režimem. Na přechovacích zkouškách se vliv zvětšeného zrna u oceli 42CrMo4 neprojevil pravděpodobně díky větším průměrům přechovaných vzorků. Narostlé zrna v některých vzorcích bylo pravděpodobně zapříčiněno nehomogenitou materiálu po délce drátů. U vzorků drátů z oceli 42CrMo4 o průměru 13,0 mm žíhaných modifikovaným režimem bylo zjištěno nepatrně větší zatížení při přechování, než u stávajícího režimu. U průměru drátů 16,5 mm zatížení při přechování nevykázalo pro oba režimy žíhání jednoznačný trend.

10 Závěr

V rámci diplomové práce byl navržen modifikovaný režim sferoidizačního žíhání pro válcované dráty ze dvou značek středně uhlíkových ocelí (32CrB4 a 42CrMo4), který spočíval v cyklování na teplotách kolem teploty A_{c1} . Na takto tepelně zpracovaných drátech byl ověřen stupeň sferoidizace perlitu, byly vyhodnoceny základní mechanické vlastnosti a byla provedena přechovací zkouška. Získané výsledky byly porovnány s výsledky získanými na stejných drátech po režimu sferoidizačního žíhání, který je založen na žíhání pouze pod teplotou A_{c1} . Ze získaných výsledků vyplývá, že v obou případech byly splněny základní požadavky kladené na dráty z hodnocených značek ocelí z hlediska jejich další zpracovatelnosti.

11 Seznam použité literatury

- [1] ASKELAND, Donald R. a Pradeep Prabhakar PHULÉ. *The science and engineering of materials*. 5th ed. Stamford: Cengage Learning, c2008. ISBN 978-0-534-55396-
- [2] MACEK, Karel, Petr ZUNA a Jiří JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN 978-80-01-04186-4.
- [3] CALLISTER, William D. a David G. RETHWISCH. *Materials science and engineering: an introduction*. 8th ed. Hoboken: Wiley, c2010. ISBN 978-0-470-41997-7.
- [4] MACHEK, Václav a Jaromír SODOMKA. *[Nauka o materiálu]*. 1. část, Struktury kovových materiálů. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-01-03379-1.
- [5] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, c2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [6] BOURNE, Neil. *Materials in mechanical extremes: fundamentals and applications*. New York: Cambridge University Press, 2013. ISBN 978-1-107-02375-8.
- [7] DOWLING, Norman E. *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. 3rd ed. Upper Saddle River: Pearson Prentice Hall, c2007. ISBN 978-0-13-186312-5.
- [8] BOWMAN, Keith J. *Mechanical behavior of materials*. Hoboken: Wiley, c2004. ISBN 0-471-24198-9.
- [9] RAJESH KANNAN A., PANDEY S., SHANMUGAM R., NARANASAMY. *Sintered Eutectoid P/M Stel Behaviour During Cold Upsetting*, 2008. Dostupné z: <https://www.scielo.br/pdf/mr/v11n1/02.pdf>.
- [10] XIAWEI YANG, WENYA LI, YAXIN XU, XIURONG DONG, KAINWEI HU. *Performance of two different constitutive models and microstructural evolution of GH4169 superalloy*, 2019. Dostupné z: <https://www.aimspress.com/article/id/3366>.
- [11] ZHUORAN ZENG, JIAN-FENG NIE, SHI-WEI XU, CHRIS HJ DAVIES, NICK BIRBILIS. *Super-formable pure magnesium at room temperature*, 2017. Dostupné z: <https://www.nature.com/articles/s41467-017-01330-9>.

- [12] ASM Principles of Heat Treating, ASM International, The Materials Information Society, Ohio, US, 1994.
- [12] SEP 1520 Microscopic inspection of carbide formation in steel, SEP chart for inclusion the best view possible, pages, 1998.
- [13] ISO 3887. Steels – Determination of depth of decarburization (ISO3887:2003)
- [14] ČSN 42 0426 Zkoušení kovů – zkouška petchováním, 1983
- [15] ČSN EN ISO 6892-1 Kovové materiály - zkoušení tahem, zkušební metoda za pokojové teploty, 2010